



**KOBALT ESASLI HAYNES 188 SÜPER  
ALAŞIMIN KAYNAK KABİLİYETİNİN  
ARAŞTIRILMASI**

**2023  
DOKTORA TEZİ  
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

**Samet NOHUTÇU**

**Tez Danışmanı  
Prof. Dr. Ramazan KAÇAR**

**KOBALT ESASLI HAYNES 188 SÜPER ALAŞIMIN KAYNAK  
KABİLİYETİNİN ARAŞTIRILMASI**

**Samet NOHUTÇU**

**Tez Danışmanı  
Prof. Dr. Ramazan KAÇAR**

**T.C.  
Karabük Üniversitesi  
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü  
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında  
Doktora Tezi  
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK  
Aralık 2023**

Samet NOHUTÇU tarafından hazırlanan “KOBALT ESASLI HAYNES 188 SÜPER ALAŞIMIN KAYNAK KABİLİYETİNİN ARAŞTIRILMASI” başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Ramazan KAÇAR .....  
Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 29/12/2023

<u>Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)</u>	<u>İmzası</u>
Başkan : Prof. Dr. Ramazan ÇITAK (GÜ)	.....
Üye : Prof. Dr. Ramazan KAÇAR (KBÜ)	.....
Üye : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)	.....
Üye : Prof. Dr. Ahmet DURGUTLU (GÜ)	.....
Üye : Doç. Dr. Hayriye ERTEK EMRE (KBÜ)	.....

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora derecesini onamıştır.

Doç. Dr. Zeynep ÖZCAN .....  
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

*“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”*

Samet NOHUTÇU



## **ÖZET**

**Doktora Tezi**

### **KOBALT ESASLI HAYNES 188 SÜPER ALAŞIMIN KAYNAK KABİLİYETİNİN ARAŞTIRILMASI**

**Samet NOHUTÇU**

**Karabük Üniversitesi  
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü  
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:**

**Prof. Dr. Ramazan KAÇAR**

**Aralık 2023, 197 sayfa**

Kobalt esaslı süper alaşımlar aşınma, sürünme, oksidasyon, ısı ve korozyona karşı dirençleri nedeniyle 650 °C ile 1100 °C sıcaklıklar arasında kullanılmaktadır. Süper alaşımların önemli bir üyesi olan Haynes 188, esas olarak yanma odaları, hava transfer kanalları, sabit kanatlar, egzoz nozulları ve alev tutucu bileşenler gibi gaz türbin motorlarında kullanılır. Bu alaşımların mukavemetlendirilmesi katı eriyik veya yapılarında karbür ve/veya intermetalik oluşturularak sağlanır. Bu durum yük altındaki alaşımda farklı servis sıcaklıklarında dinamik gerinim yaşlanmasına yol açarak sünekliğin azalmasına neden olabilir. Servis koşullarındaki sıcaklıklar göz önüne alındığında Haynes 188 alaşımının dinamik yaşlanma davranışı araştırılması gerekenler arasındadır.

Süper alaşımların artan kullanımlarının paralelinde kaynaklı imalat yöntemlerinin rolü de artmaktadır. Bu sebeple süper alaşımların aynı ve farklı cins malzemelerle

kaynaklanabilirliği hakkında araştırmalara ihtiyaç duyulmaktadır. Süper alaşımın birleştirilmesi genellikle manuel olarak uygun ilave kaynak metali ile TIG kaynak yöntemiyle yapılmaktadır. Manuel kaynak işleminde çeşitli kaynak hataları oluşmakta, üretim maliyeti artmakta, mekanik özellikler ve mikroyapı olumsuz etkilenmektedir. Bu sorunların üstesinden gelmek için yüksek enerji yoğunluğu ve düşük ısı girdisi kullanarak otomatik kaynak yapma kabiliyeti olan bir kaynak makinesine ihtiyaç duyulmaktadır. Son dönemde kalın kesitli metallerin birleştirilmesi için geliştirilen, yarı otomatik veya tam otomatik kaynak imkânı sunan Force TIG kaynak makinesi, süper alaşımların otojen (ilave metal kullanılmadan) kaynağında da kullanılabilir.

Çalışmada Haynes 188-Haynes 188 aynı cins ve Haynes 188-AISI 316L farklı cins metal çiftinin temin edildiği şekliyle Force TIG kaynak makinesi ile otomatik olarak, kaynak ağzı açılmadan ve ilave metal kullanılmadan kaynaklanabilirliğinin araştırılması amaçlanmıştır. Bu sebeple, aynı ve farklı cins birleştirmelerinin 25 °C, 250 °C, 400 °C, 550 °C, 700 °C, 850 °C ve 1000 °C'deki sıcaklıklardaki mukavemeti ve sertliği belirlenerek mikroyapılarının detaylı olarak değerlendirilmesi yapılmıştır. Ayrıca, kaynaklı birleştirmelerin dinamik gerinim yaşlanması davranışının belirlenmesi çalışmanın kapsamı içerisindedir.

Sonuç olarak Haynes 188-Haynes 188 aynı cins kaynaklı birleştirmenin mukavemetinin kabul edilebilir aralıklarda ancak sünekliliğin ana malzemeye göre düşük olduğu tespit edilmiştir. Kaynaklı birleştirmenin şekillendirilebilirliğini iyileştirmek amacıyla 1175 °C sıcaklıkta 1 saat solüsyona alma ısıl işlemi ve mukavemeti arttırmak için 550 °C sıcaklıkta farklı sürelerde yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmıştır. Sonuç olarak birleştirmenin mukavemetinde fazla kayıp olmadan süneklilikte belirgin bir iyileşme elde edilmiştir.

Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmenin mukavemeti birleştirmeyi oluşturan metal çiftinde en düşük dayanımlı olan AISI 316L paslanmaz çelikten yüksek fakat Haynes 188 süper alaşımdan daha düşük bulunmuştur. Elde edilen gerilme-gerinim eğrilerindeki farklı tipteki kararsız akış davranışı Haynes 188 alaşımında, aynı cins ve farklı cins kaynaklı birleştirmelerinde dinamik gerinim

yaşlanmasının oluştuğunu doğrulamıştır. Bu nedenle alaşımın ve kaynaklı birleştirmelerinin sünekliği 250 °C-700 °C sıcaklık aralığında, özellikle 550 °C'de azalmıştır.

**Anahtar kelimeler** : Kobalt esaslı süper alaşım, Haynes 188 süper alaşım, Haynes 188-Haynes 188 TIG kaynak kabiliyeti, Haynes 188-AISI 316L TIG kaynak kabiliyeti, mikroyapı ve mekanik özellikler, dinamik gerinim yaşlanması

**Bilim Kodu** : 91415

## **ABSTRACT**

**Ph. D. Thesis**

### **INVESTIGATION OF THE WELDABILITY OF COBALT BASED HAYNES 188 SUPER ALLOYS**

**Samet NOHUTÇU**

**Karabük University  
Institute of Graduate Programs  
Department of Manufacturing Engineering**

**Thesis Advisor:**

**Prof. Dr. Ramazan KAÇAR**

**December 2023, 197 pages**

Cobalt-based superalloys are used between 650 °C and 1100 °C temperatures due to their resistance to wear, creep, oxidation, heat, and corrosion. Haynes 188, an essential member of superalloys, is mainly used in gas turbine engines such as combustion chambers, air transfer ducts, fixed blades, exhaust nozzles, and flame holder components. Strengthening of these alloys is achieved through solid solution or by carbides and intermetallics formed in their structures. This can lead to dynamic strain aging of the alloy under load at different service temperatures, resulting in reduced ductility. Considering the temperatures at service conditions, the dynamic strain ageing behaviour of Haynes 188 alloy is among those to be investigated.

In parallel with the increasing use of super alloys, the role of welded manufacturing methods is also increasing. For this reason, research is needed on the weldability of superalloys with the similar and dissimilar types of metals. The joining of superalloy

is usually done manually by TIG welding with suitable filler metal. In manual welding process, various welding faults occur, production cost increases, mechanical properties and microstructure are affected negatively. To overcome these problems, a welding machine capable of automatic welding using high energy density and low heat input is needed. The Force TIG welding machine, recently developed for joining thick-section metals and offering semi-automatic or fully automatic welding, can also be used for autogenous welding (without the use of filler metal) of superalloys.

In this study, it was aimed to investigate the weldability of Haynes 188-Haynes 188 similar and Haynes 188-AISI 316L dissimilar metal couples with Force TIG welding machine automatically, without weld groove and filler metal. For this reason, the strength and hardness of the similar and dissimilar weldments at the temperatures of 25 °C, 250 °C, 400 °C, 550 °C, 700 °C, 850 °C and 1000 °C were determined and their microstructures were evaluated in detail. In addition, the dynamic strain aging behavior of weldments was determined within the scope of the study.

As a result, it was determined that the strength of Haynes 188-Haynes 188 similar welded joints was within acceptable ranges, but the ductility was lower than the base metal. Solution heat treatment at 1175°C for 1 hour was applied to improve the ductility of the weldment and ageing heat treatment at 550 °C for various times was applied to increase the strength. As a result, a significant improvement in the ductility was obtained without much loss in the strength of the welded joint.

The strength of Haynes 188-AISI 316L dissimilar weldment was found to be higher than AISI 316L stainless steel, which is the lowest strength in the metal couple forming the joint, but lower than Haynes 188 superalloy. The different types of unsteady yield behavior in the stress-strain curves obtained confirmed the occurrence of dynamic strain aging in Haynes 188 super alloy, similar and dissimilar welded joints. Therefore, the ductility of the Haynes 188 super alloy and its welded joints decreased in the temperature range of 250 °C-700 °C, especially at 550 °C.

**Keywords** : Cobalt-based superalloy, Haynes 188 super alloy, Haynes 188-Haynes 188 TIG weldability, Haynes 188-AISI 316L TIG

weldability, microstructural and mechanical properties,  
dynamic strain ageing

**Bilim Kodu** : 91415

## TEŞEKKÜR

Allah (c.c)'ın adıyla başlayarak, bu kıymetli ve mübarek ilim ile meşgul olmayı nasip eden ilmin yaratıcısına sonsuz hamd ederim. Salat ve selam sevgili peygamberimiz Hz. Muhammed Mustafa (s.a.s)'ya olsun.

Çalışmanın kapsam, hedef ve planının oluşturulmasından tamamlanmasına kadar belirlenen tez planı hedefleri doğrultusunda ilerlemek için beni yönlendiren, deneysel çalışmalarda titiz, ciddi ve araştırmacı tutumuyla karşılaşılabilecek sorunların önüne geçmek için tedbir alan ve çözüm yollarında rehberlik eden, tez çalışmamın her aşamasında engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım danışman hocam sayın Prof. Dr. Ramazan KAÇAR'a teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam esnasında değerli bilgi ve önerileri ile desteklerini esirgemeyen tez izleme kurulu jürimde yer alan değerli hocalarım Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ ve Prof. Dr. Ahmet DURGUTLU'ya teşekkür ederim. Değerlendirmelerimde yardımcı olan Prof. Dr. Şükrü TALAŞ'a ve tez çalışmam boyunca desteğini gördüğüm sayın Doç. Dr. Hayriye ERTEK EMRE'ye teşekkürlerimi sunarım.

Doktora çalışmamızın en kritik zamanında desteklerini esirgemeyen kıymetli TEI Genel Müdürü Prof. Dr. Mahmut Faruk AKŞİT'e, TEI İmalat Müdür Yardımcısı Murat KARAMAHMUTOĞLU'na ve teknik destek ve tecrübe paylaşımı ile çalışmamıza katkıda bulunan TEI kıdemli teknik imalat lideri Caner CEVHER'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarımızdaki kaynaklı birleştirme işleminde yardım ve destekleri için 2K Welding firması sahibi Kadir BEYENAL ve firma çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Yüksek sıcaklık çekme testleri ve sertlik ölçümlerinde hizmet alımında bulunan Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü Müdürlüğü ve statik laboratuvarı çalışanlarına teşekkür ederim.

Bu çalışma Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar ve Projeler Koordinatörlüğü KBÜBAP-22-DR-081 nolu proje kapsamında gerçekleştirilmiştir. Değerli desteklerinden ötürü Karabük Üniversitesi BAP Koordinatörlüğüne teşekkür ederim.

Çalışmam sürecindeki yoğunluğum nedeniyle onlarla yeteri kadar vakit geçiremediğim ancak desteklerini sürekli hissettiğim kıymetli eşim ve biricik kızım Zeynep Ahsen'e minnettarım. Beni bugünlere kadar en iyi şekilde yetiştiren kıymetli anneme ve her konuda olduğu gibi ilim yolunda da desteğini her zaman hissettiğim saygıdeğer babama ve aile üyelerine teşekkür ederim.



## İÇİNDEKİLER

### Sayfa

KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vii
TEŞEKKÜR.....	x
İÇİNDEKİLER .....	xii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	xxv
BÖLÜM 1 .....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2 .....	11
LİTERATÜR ARAŞTIRMASI .....	11
2.1. SÜPER ALAŞIMLAR VE TARİHSEL GELİŞİMİ .....	11
2.1.1. Süper Alaşımların Sınıflandırılması .....	13
2.1.1.1. Nikel Esaslı Süper Alaşımlar .....	13
2.1.1.2. Demir Esaslı Süper Alaşımlar.....	14
2.1.1.3. Kobalt Esaslı Süper Alaşımlar .....	15
2.2. SÜPER ALAŞIMLARIN ÖZELLİKLERİ .....	16
2.2.1. Süper Alaşımların Mekanik Özellikleri.....	16
2.2.2. Süper Alaşımların Kimyasal Özellikleri.....	17
2.2.3. Süper Alaşımların Yapılarında Oluşan Bileşenler.....	18
2.3. KOBALT ESASLI HAYNES 188 SÜPER ALAŞIMIN ÖZELLİKLERİ ...	20
2.3.1. Kimyasal Özellikleri.....	20
2.3.2. Kobalt Esaslı Haynes 188 Süper Alaşımın Mekanik Özellikleri.....	21
2.4. SÜPER ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ VE KULLANIM ALANLARI .....	23
2.4.1. Döküm Yöntemi ile Üretilen Süper Alaşımlar .....	23
2.4.2. Dövme Yöntemi ile Üretilen Süper Alaşımlar .....	24

## Sayfa

2.4.3. Toz Metalürjisi Yöntemi ile Üretilen Süper Alaşımlar .....	24
2.4.4. Süper Alaşımların Üretiminde Yeni Yaklaşımlar.....	25
2.5. SÜPER ALAŞIMLARIN BİRLEŞTİRİLMESİNDE YARARLANILAN KAYNAK YÖNTEMLERİ.....	27
2.5.1. Lazer Kaynağı.....	27
2.5.2. Plazma Ark Kaynağı.....	28
2.5.3. TIG Kaynak Yöntemi .....	30
2.5.3.1. Force TIG Kaynak Yöntemi .....	31
2.6. SÜPER ALAŞIMLARIN ve HAYNES 188 SÜPER ALAŞIMININ KAYNAK EDİLEBİLİRLİĞİ İLE İLGİLİ YAPILAN ÇALIŞMALAR .....	32
2.7. HAYNES 188 SÜPER ALAŞIMININ YAŞLANDIRMA ISIL İŞLEMİ İLE İLGİLİ YAPILAN ÇALIŞMALAR.....	35
2.7.1. Yaşlandırma Isıl İşlemi.....	35
2.7.1.1. Soğuma Yaşlanması.....	36
2.7.1.2. Deformasyon Yaşlanması .....	39
BÖLÜM 3 .....	46
DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	46
3.1. MALZEME VE METOT .....	47
3.1.1. Haynes 188 Kobalt Esaslı Süper Alaşımının Kimyasal Bileşimi.....	47
3.1.2. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğin Kimyasal Bileşimi.....	48
3.1.3. Çalışmada Kullanılan Malzemelerinin Mekanik Özellikleri Belirlenmesi İçin Numune Hazırlığı.....	49
3.1.3.1. Oda Sıcaklığı Çekme Testi .....	49
3.1.3.2. Yüksek Sıcaklık Çekme Testi.....	51
3.1.3.3. Kaynaklı Çekme Numunelerinin Hazırlanması .....	53
3.1.3.4. Sertlik Ölçümü .....	54
3.1.3.5. Metalografik Numune Hazırlığı ve İncelemeleri .....	55
3.1.3.6. XRD Analiz Sistemi .....	56
3.2. MALZEMELERİN KAYNAKLI BİRLEŞTİRME İÇİN HAZIRLANMASI .....	57
3.2.1. Kaynak İşleminde Yararlanılan Bağlama Kalıbı.....	58
3.2.2. Kaynak Parametreleri .....	60
3.2.3. Kaynak İşlemi.....	60
3.3. RADYOGRAFİK MUAYENE.....	63

3.4. ISIL İŞLEM ve YAŞLANDIRMA ..... 63

BÖLÜM 4 ..... 65

HAYNES 188 VE AISI 316L ANA MALZEMELERİN DENEYSSEL SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ ..... 65

4.1. MALZEMELERİN KİMYASAL ANALİZİ ..... 65

4.1.1. Haynes 188 Süper Alaşımın Kimyasal Analizi ..... 65

4.1.2. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğin Kimyasal Analiz..... 66

4.2. MİKROYAPI İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ..... 66

4.2.1. Haynes 188 Süper Alaşımın Mikroyapı İncelemesi ve Değerlendirilmesi ..... 66

4.2.2. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğin Mikroyapı İncelemesi ve Değerlendirilmesi ..... 67

4.3. MALZEMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN DEĞERLENDİRİLMESİ..... 68

4.3.1. Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi ..... 68

4.3.1.1. Haynes 188 Süper Alaşımın Çekme Testi Sonucu ve Değerlendirilmesi..... 68

4.3.1.2. AISI 316L Paslanmaz Çeliğin Çekme Test Sonucu ve Değerlendirilmesi..... 71

4.3.2. Yüksek Sıcaklık Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi..... 73

4.3.2.1. Haynes 188 Süper Alaşımın Yüksek Sıcaklık Çekme Testi Sonucu ve Değerlendirilmesi..... 73

4.3.2.2. AISI 316L Paslanmaz Çeliğin Yüksek Sıcaklık Çekme Testi Sonucu ..... 93

4.4. MALZEMELERİN XRD İNCELEMELERİ ve DEĞERLENDİRİLMESİ.. 94

4.4.1. Haynes 188 Kobalt Esaslı Alaşımın Oda Sıcaklığındaki XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi ..... 94

4.4.2. Haynes 188 Kobalt Esaslı Alaşımın 550 °C Sıcaklığındaki XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi ..... 95

4.4.3. Haynes 188 Kobalt Esaslı Alaşımın 1000 °C Sıcaklığındaki XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi ..... 96

4.5. SERTLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI ve DEĞERLENDİRİLMESİ ..... 97

4.5.1. Haynes 188 Kobalt Esaslı Süper Alaşımın Sertlik Ölçümü Sonucu ve Değerlendirilmesi ..... 98

4.5.2. AISI 316L Paslanmaz Çeliğin Sertlik Ölçümü Sonucu ve Değerlendirilmesi ..... 99

BÖLÜM 5 .....	100
HAYNES 188 SÜPER ALAŞIM KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN DENEYSEL SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ .....	100
5.1. HAYNES 188 KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN TAHRİBATSIZ MUAYENESİ .....	100
5.2. HAYNES 188 KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN METALOGRAFİK İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ .....	101
5.3. HAYNES 188 KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ .....	108
5.3.1. Haynes 188 Kaynaklı Birleştirmenin Oda Sıcaklığındaki Çekme Test Sonuçları ve Değerlendirilmesi .....	109
5.3.2. Haynes 188 Alaşım Birleştirmenin Yüksek Sıcaklıklardaki Çekme Test Sonuçları ve Değerlendirilmesi .....	112
5.4. HAYNES 188 ALAŞIM KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN XRD ANALİZİ SONUCU VE DEĞERLENDİRİLMESİ .....	129
5.4.1. Kaynaklı Haynes 188 Süper Alaşımın 25 °C Sıcaklığındaki XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi .....	129
5.4.2. Kaynaklı Haynes 188 Süper Alaşımın 550 °C Sıcaklığındaki XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi .....	130
5.5. HAYNES 188 KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN SERTLİK ÖLÇÜM SONUCU VE DEĞERLENDİRİLMESİ .....	131
5.6. HAYNES 188 KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERE UYGULANAN YAŞLANDIRMA ISIL İŞLEMİ .....	134
5.6.1. Yaşlandırma İşlemi Sonrası Kaynaklı Birleştirmenin Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi .....	134
5.6.2. Solüsyona Alma ve Yaşlandırma Isıl İşlemi Sonrası Mikroyapı İncelemeleri .....	140
5.6.3. Solüsyona Alma ve Yaşlandırma İşlemi Sonrası XRD İncelemeleri ...	146
BÖLÜM 6 .....	148
HAYNES188-AISI 316L ÇİFTİNİN FARKLI CİNS KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN DENEYSEL SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ .....	148
6.1. HAYNES 188-AISI 316L ÇİFTİ KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN TAHRİBATSIZ MUAYENESİ .....	148
6.2. HAYNES 188-AISI 316L FARKLI CİNS KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN METALOGRAFİK İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ .....	149

## Sayfa

6.3. HAYNES 188-AISI 316L FARKLI CİNS KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	155
6.3.1. Haynes 188-AISI 316L Farklı Cins Birleştirmenin Oda Sıcaklığındaki Çekme Test Sonuçları ve Değerlendirilmesi.....	155
6.3.2. Haynes 188-AISI 316L Farklı Cins Metal Birleştirmenin Yüksek Sıcaklıklardaki Çekme Test Sonuçları ve Değerlendirilmesi .....	158
6.4. HAYNES 188-AISI 316L FARKLI CİNS BİRLEŞTİRMELERİN XRD ANALİZ SONUCU VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	170
6.4.1. Haynes 188-AISI 316L Birleştirmenin 25 °C Sıcaklıkta Test Edilen Numunenin XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi .....	171
6.4.2. Haynes 188-AISI 316L Birleştirmenin 400 °C Sıcaklıkta Test Edilen Numunenin XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi .....	172
6.5. HAYNES 188-AISI 316L FARKLI CİNS KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN SERTLİK ÖLÇÜM SONUCU VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	172
BÖLÜM 7 .....	174
SONUÇ VE ÖNERİLER .....	174
KAYNAKLAR .....	182
ÖZGEÇMİŞ .....	197

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 2.1.	Elementlerin süper alaşımlardaki işlevleri. ....	12
Şekil 2.2.	Yüksek çalışma sıcaklıklarında kullanılan malzemelerin özgül mukavemet grafiği.....	13
Şekil 2.3.	Farklı nesil süper alaşımların ve bazı yüksek entropili alaşımların yüksek sıcaklıkta mekanik özellikleri.....	17
Şekil 2.4.	Bazı süper alaşımların 1000 saatte %1 sürünme gerçekleştirilmesi için gerilme-sıcaklık grafiği. ....	23
Şekil 2.5.	Tek kristalli süper alaşım üretim yönteminin şematik gösterimi a) Bridgman fırını b) Tane seçimi yöntemi ile SC katılaşması. ....	25
Şekil 2.6.	Tek kristalli bir nikel esaslı süper alaşımın mikroyapısı.....	26
Şekil 2.7.	Süper alaşımdan üretilen türbin kanatçıklarında görülen üç tip tane oluşum prensibi a) eş aksel kristalli, b) yönlü katılaşmış kristal, c) tek kristal tanelerin katılaşma görüntüleri.....	26
Şekil 2.8.	Lazer kaynak yönteminin şematik gösterimi. ....	28
Şekil 2.9.	Plazma ark kaynak yönteminin şematik gösterimi.....	29
Şekil 2.10.	Plazma ark ve TIG kaynak yöntemlerinin şematik gösterimi.....	29
Şekil 2.11.	Yaşlandırma işleminin şematik gösterimi.....	36
Şekil 2.12.	Düzenli bir çökeltinin oluşma aşamaları: (a) aşırı doymuş katı çözelti, (b) katı çözelti ile uyumlu olan geçiş kafesi ve (c) katı çözüldükten bağımsız olan kararlı çözelti.....	37
Şekil 2.13.	Arayer atomunun dislokasyon hareketini kilitlemesinin şematik gösterimi. ....	40
Şekil 2.14.	Statik yaşlanma sertleşmesinin gerilme-uzama diyagramı üzerinde gösterilmesi. ....	42
Şekil 2.15.	Düşük karbonlu çelikte oluşan kuvvet-uzama eğrisi.....	43
Şekil 2.16.	Dinamik deformasyon yaşlanma tiplerinin şematik olarak gösterilmesi.....	44
Şekil 3.1.	Çalışmada kullanılan a) Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım b) AISI 316L östenitik paslanmaz çelik. ....	47
Şekil 3.2.	Rigaku Primus II marka X-Ray Floresans Spektrometresi cihazı.....	48
Şekil 3.3.	GNR marka S3 MiniLab 300 model optik emisyon spektrometresi cihazı. ....	48
Şekil 3.4.	Çalışmada kullanılan malzemelerin çekme test numune boyutları. a) Haynes 188 süper alaşım b) AISI 316L östenitik paslanmaz çelik.....	50

## Sayfa

Şekil 3.5. Çekme test cihazı ve deney yapılan numune. ....	50
Şekil 3.6. Sıcak çekme numunesi ölçüleri ve makro görünümü. ....	51
Şekil 3.7. Sıcak çekme cihazı ve numunenin fırın içindeki görüntüsü. ....	52
Şekil 3.8. Kaynaklı birleştirmelerde elde edilen çekme numunesi a) numune ölçüleri b) kaynak bölgesi dağlanmış numunenin makro görünümü. ....	53
Şekil 3.9. Sertlik ölçüm cihazları; a) üniversal tip makrosertlik ölçüm cihazı, b) mikrosertlik ölçüm cihazı. ....	54
Şekil 3.10. Metalografik incelemelerde kullanılan Nikon Epiphot 200 marka optik mikroskop. ....	56
Şekil 3.11. Zeiss Ultra Plus marka SEM cihazı. ....	56
Şekil 3.12. XRD analiz sistemi. ....	57
Şekil 3.13. Haynes 188 ve AISI 316L sac malzemelerin şeritlere ayrılması için teknik çizimi. ....	58
Şekil 3.14. Kaynaklı birleştirme için kullanılan şerit sac malzemeler; a) Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım, b) AISI 316L östenitik paslanmaz çelik. ....	58
Şekil 3.15. Bağlama kalıbının şematik gösterimi. ....	59
Şekil 3.16. Kaynak makinesine entegre iş parçası bağlama sistemi. ....	59
Şekil 3.17. Kaynak işlemi öncesi malzemenin puntalanmış şekli. ....	61
Şekil 3.18. EWM marka FT 1002 Force TIG model TIG kaynak makinesi ve soğutma ünitesi. ....	61
Şekil 3.19. Su soğutmalı kaynak torcu. ....	62
Şekil 3.20. Kaynak makinesinin bağlı bulunduğu kolon bom sistemi. ....	62
Şekil 3.21. Kaynaklı bağlantıların birleştirilme görüntüleri. a) Haynes188-Haynes188 aynı cins, b) Haynes188-AISI 316L farklı cins. ....	62
Şekil 3.22. Kaynaklı birleştirmelerin radyografik muayenesinde yararlanılan cihaz. ....	63
Şekil 3.23. Isıl işlem fırını. ....	63
Şekil 4.1. Haynes 188 süper alaşım mikroyapı görüntüsü. ....	67
Şekil 4.2. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik mikroyapı görüntüsü. ....	67
Şekil 4.3. Haynes 188 süper alaşımın gerilme-uzama eğrisi grafiği. ....	69
Şekil 4.4. Haynes 188 süper alaşımın oda sıcaklığında çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 80x b) 5000x. ....	69
Şekil 4.5. Oda sıcaklığında test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu. ....	70
Şekil 4.6. AISI 316L paslanmaz çeliğin çekme testi gerilme-uzama eğrisi grafiği. 71	

Şekil 4.7. AISI 316L paslanmaz çeliğin oda sıcaklığında çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 70x b) 5000x.....	72
Şekil 4.8. Oda sıcaklığında test edilen AISI 316L paslanmaz çelik çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	73
Şekil 4.9. Haynes 188 süper alaşımın yüksek çalışma sıcaklıklarındaki gerilme-uzama grafiği.....	74
Şekil 4.10. Haynes 188 süper alaşımın test sıcaklığına bağlı olarak, a) çekme ve akma dayanım eğrisi, b) % uzama ve sertlik eğrisi, c) çalışma sertleşmesi üssü eğrisi d) kesit daralması eğrisi, e) sertleşme kapasitesi eğrisi.....	79
Şekil 4.11. Haynes 188 süper alaşım malzemenin sıcak çekme testi sonrası numune görüntüleri.....	83
Şekil 4.12. Haynes 188 süper alaşımın 250 °C’de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 80x b) 5000x.....	84
Şekil 4.13. 250 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	85
Şekil 4.14. Haynes 188 süper alaşımın 400 °C’de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 60x b) 5000x.....	85
Şekil 4.15. 400 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	86
Şekil 4.16. Haynes 188 süper alaşımın 550 °C’de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 60x b) 5000x.....	87
Şekil 4.17. 550 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	88
Şekil 4.18. Haynes 188 süper alaşımın 700 °C’de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 60x b) 5000x.....	88
Şekil 4.19. 700 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	89
Şekil 4.20. Haynes 188 süper alaşımın 850 °C’de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 70x b) 5000x.....	90
Şekil 4.21. 850 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	91
Şekil 4.22. Haynes 188 süper alaşımın 1000 °C’de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 70x b) 5000x.....	91
Şekil 4.23. 1000 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	92
Şekil 4.24. AISI 316L paslanmaz çeliğin sıcak çekme testi gerilme uzama grafiği.	94
Şekil 4.25. Haynes 188 süper alaşımın oda sıcaklığında yapısında oluşan çökeltilerin XRD analizi.....	95



## Sayfa

Şekil 4.26. Haynes 188 süper alaşımın 550 °C sıcaklıkta yapısında oluşan çökeltilerin XRD analizi.....	96
Şekil 4.27. Haynes 188 süper alaşımın 1000 °C sıcaklıkta yapısında oluşan çökeltilerin XRD analizi.....	97
Şekil 5.1. Kaynaklı Haynes 188 numunelerin X-Ray radyografik muayene görüntüsü.....	100
Şekil 5.2. Kaynaklı birleştirme makroyapı görüntüleri a) Haynes 188-Haynes 188 birleştirmesi.....	101
Şekil 5.3. Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çifti kaynaklı birleştirme profili. ....	102
Şekil 5.4. Kaynak metal mikroyapısı. ....	104
Şekil 5.5. Haynes 188 süper alaşım kaynaklı birleştirmesinden gerçekleştirilen çizgisel EDS analizi. ....	105
Şekil 5.6. Haynes 188 süper alaşım birleştirmesinin ana metal, ITAB ve kaynak metalinden alınan noktasal EDS analiz sonucu.....	106
Şekil 5.7. Haynes 188 süper alaşımın kaynak metalinden alınan genel EDS analizi. ....	108
Şekil 5.8. Oda sıcaklığında test edilen kaynaklı bağlantıların gerilme-uzama grafiği. ....	109
Şekil 5.9. Haynes 188 kaynaklı birleştirmenin oda sıcaklığında yapılan çekme testi sonrası hasarın olduğu bölge görüntüsü. ....	110
Şekil 5.10. Haynes 188 kaynaklı çekme test numunesinin kırılma yüzeyi. ....	111
Şekil 5.11. Haynes 188 kaynaklı birleştirmenin kırılma yüzeyinden alınan EDS analizi. ....	112
Şekil 5.12. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin yüksek çalışma sıcaklıklarındaki gerilme-uzama grafiği.....	114
Şekil 5.13. Haynes 188 kaynaklı süper alaşım çiftinin test sıcaklığına bağlı olarak, a) çekme ve akma dayanım eğrisi, b) % uzama eğrisi, c) çalışma sertleşmesi üssü eğrisi d) % kesit daralması e) sertleşme kapasitesi eğrisi. ....	118
Şekil 5.14. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin sıcak çekme testi sonrası numune görüntüleri. ....	120
Şekil 5.15. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin 250 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 88x b) 5000x.....	120
Şekil 5.16. 250 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	121
Şekil 5.17. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin 400 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 90x b) 5000x.....	122
Şekil 5.18. 400 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	123

Şekil 5.19. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin 550 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 80x b) 5000x.....	123
Şekil 5.20. 550 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	124
Şekil 5.21. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin 700 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 80x ve b) 5000x.....	125
Şekil 5.22. 700 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	126
Şekil 5.23. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin 850 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 90x b) 5000x.....	126
Şekil 5.24. 850 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	127
Şekil 5.25. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin 1000 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 80x b) 5000x.....	128
Şekil 5.26. 1000 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	129
Şekil 5.27. Otojen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım birleştirmesinin oda sıcaklığındaki kaynak metalinin XRD analizi.....	130
Şekil 5.28. Otojen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım birleştirmesinin 550 °C sıcaklığındaki kaynak metali XRD analizi.....	131
Şekil 5.29. Haynes 188-Haynes 188 kaynaklı birleştirmenin sertlik profili. ....	132
Şekil 5.30. Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çiftinin solüsyona alma ve yaşlandırma ısıl işlemi sonrası ortalama gerilme-uzama grafiği.....	135
Şekil 5.31. Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çiftinin yaşlandırma ısıl işlemi sonrası her parametre için bir numunenin gerilme-uzama grafiği. ....	137
Şekil 5.32. Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çiftinin solüsyona alınan ve 2, 5, 10, 48, 96 saat yaşlandırma ısıl işlemi sonrası mikroyapı incelemeleri.141	
Şekil 5.33. Solüsyon alma ısıl işlemi uygulanmış numunenin çekme testi kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 54x b) 5000x. ....	142
Şekil 5.34. Solüsyona alma ısıl işlemi uygulanmış çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	143
Şekil 5.35. Solüsyona alma ısıl işlemi sonrası 48 saat yaşlandırılmış numunenin çekme testi kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 54x b) 5000x.....	144
Şekil 5.36. Solüsyona alma ısıl işlemi sonrası 48 saat yaşlandırılmış çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	144
Şekil 5.37. Solüsyona alma ısıl işlemi sonrası 96 saat yaşlandırılmış numunenin çekme testi kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 54x b) 5000x.....	145
Şekil 5.38. Solüsyona alma ısıl işlem sonrası 96 saat yaşlandırılmış çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.....	146

Şekil 5.39. Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çiftinin solüsyona alma ve 96 saat yaşlandırma ısıl işlemi sonrası XRD incelemeleri. ....	147
Şekil 6.1. Kaynaklı Haynes 188-AISI 316L çiftinin X-Ray radyografik muayene görüntüsü. ....	148
Şekil 6.2. Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirme makroyapı profili görüntüsü. ....	149
Şekil 6.3. Haynes188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirme mikroyapı görüntüleri, a) Haynes 188 ana metal b) Kaynak metali c) AISI 316L ana metal d) Haynes 188 ergime sınırı e) AISI 316L ergime sınırı. ....	150
Şekil 6.4. Haynes 188-AISI 316L farklı cins metal kaynaklı birleştirme SEM görüntüleri, a) Haynes 188 ergime sınırı 250x b) Kaynak metali c) AISI 316L ergime sınırı 250x d) Haynes 188 ergime sınırı 1000x e) AISI 316L ergime sınırı 1000x. ....	151
Şekil 6.5. Haynes 188-AISI 316L kaynak geçiş bölgesi EDS analizi a) Haynes 188 tarafı çizgisel EDS analizi, b) AISI 316L tarafı çizgisel EDS analizi. ....	152
Şekil 6.6. Haynes 188-AISI 316L birleştirmenin kaynak metalinden alınan EDS analizi. ....	154
Şekil 6.7. Oda sıcaklığında test edilen ana malzemeler ve kaynaklı bağlantıların gerilme-uzama grafiği. ....	156
Şekil 6.8. Haynes 188-AISI 316L birleştirmenin çekme testi sonrası hasarın olduğu kırılma bölgesinin görüntüsü. ....	157
Şekil 6.9. Haynes 188-AISI 316L birleştirmenin çekme test numunesinin kırılma yüzeyi ve EDS analizi. ....	157
Şekil 6.10. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin yüksek çalışma sıcaklıklarındaki gerilme-uzama grafiği. ....	159
Şekil 6.11. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin test sıcaklığına bağlı olarak, a) çekme ve akma dayanım eğrisi, b) % uzama eğrisi, c) çalışma sertleşmesi üssü eğrisi, d) % kesit daralması, e) sertleşme kapasitesi eğrisi. ....	162
Şekil 6.12. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin sıcak çekme testi sonrası numune görüntüleri. ....	164
Şekil 6.13. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin 400 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 67x b) 5000x. ....	165
Şekil 6.14. 400 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188-AISI 316L farklı cins çekme test numunesi kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu. ....	166
Şekil 6.15. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin 550 °C'de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 64x b) 5000x. ....	166
Şekil 6.16. 550 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188-AISI 316L farklı cins çekme test numunesi kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu. ....	167

## Sayfa

- Şekil 6.17. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin 700 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 67x b) 5000x..... 168
- Şekil 6.18. 700 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188-AISI 316L farklı cins çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu..... 169
- Şekil 6.19. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin 1000 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 67x, b) 5000x..... 169
- Şekil 6.20. 1000 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188-AISI 316L farklı cins çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu..... 170
- Şekil 6.21. Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmenin kaynak metali XRD analiz sonucu..... 171
- Şekil 6.22. Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmenin 400 °C sıcaklıkta test edilen numunenin kaynak metali XRD analiz sonucu. .. 172
- Şekil 6.23. Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmenin sertlik profili.  
..... 173

## ÇİZELGELER DİZİNİ

### Sayfa

Çizelge 2.1. Farklı nesil süper alaşımların kimyasal bileşimleri.....	17
Çizelge 2.2. Süper alaşımların yapılarında gözlemlenen başlıca bileşikler. ....	18
Çizelge 2.3. Haynes 188 süper alaşımın kimyasal bileşimi. ....	21
Çizelge 2.4. Haynes 188 süper alaşımın sıcak haddelenmiş ve tavlanmış çekme testi sonuçları. ....	22
Çizelge 2.5. Haynes 188 süper alaşımın soğuk haddelenmiş ve tavlanmış çekme testi sonuçları. ....	22
Çizelge 2.6. Haynes 188 süper alaşımın farklı sıcaklıklardaki çentik darbe dayanım testi sonuçları. ....	22
Çizelge 3.1. Haynes 188 süper alaşımın kimyasal bileşimi (% ağırlık).....	48
Çizelge 3.2. AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi (% ağırlık). 49	
Çizelge 3.3. Kaynak işleminde kullanılan parametreler.....	60
Çizelge 4.1. Haynes 188 süper alaşımın kimyasal bileşimi (% ağırlık).....	65
Çizelge 4.2. AISI 316L paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi (% ağırlık). ....	66
Çizelge 4.3. Haynes 188 süper alaşım malzemenin çekme testi sonuçları. ....	68
Çizelge 4.4. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik malzemenin çekme testi sonuçları. ....	71
Çizelge 4.5. Haynes 188 süper alaşımının yüksek çalışma sıcaklıklarında ortalama çekme test verileri. ....	74
Çizelge 4.6. AISI 316L paslanmaz çeliğin sıcak çekme dayanımları. ....	93
Çizelge 4.7. Haynes 188 süper alaşımın sertlik ölçümü. ....	98
Çizelge 4.8. AISI 316L paslanmaz çeliğin sertlik ölçümü sonucu. ....	99
Çizelge 5.1. Haynes 188 kaynaklı birleştirmenin çekme test sonuçları.....	109
Çizelge 5.2. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin yüksek çalışma sıcaklıklarında ortalama çekme test verileri.....	113
Çizelge 6.1. Haynes 188-AISI 316L birleştirmesinin çeşitli bölgelerinden alınan analiz sonuçları.....	153
Çizelge 6.2. Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmenin çekme test sonuçları. ....	155
Çizelge 6.3. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin yüksek çalışma sıcaklıklarında ortalama çekme test verileri.....	159

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGELER

Al	: alüminyum
B	: bor
C	: karbon
C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	: oksalit asit
Co	: kobalt
Cr	: krom
Cu	: bakır
ε <sub>T</sub>	: gerçek gerinim
Fe	: demir
H <sub>2</sub> O <sub>2</sub>	: hidrojen peroksit
HCl	: hidroklorik asit
Hf	: hafniyum
HV <sub>1</sub>	: vickers sertlik ölçüm birimi
K	: mukavemet katsayısı
kJ	: kilojoule
kN	: kilonewton
kW	: kilowatt
mm	: milimetre
Mo	: molibden
MPa	: megapaskal
N	: azot
n	: çalışma sertleşmesi üssü
Nb	: niyobyum
Ni	: nikel

Re	: renyum
Ru	: rutenyum
S	: sülfür
Si	: silisyum
Ta	: tantalyum
Ti	: titanyum
$T_m$	: metalin ergime-katılaşma sıcaklığı
W	: tungsten
Zr	: zirkonyum
$\alpha$	: alfa fazı
$\beta$	: beta fazı
$\gamma$	: östenit
$\delta$	: delta fazı
$\sigma_{akma}$	: akma dayanımı
$\sigma_{çekme}$	: çekme dayanımı
$\sigma_{müh.}$	: mühendislik gerilmesi
$\sigma_T$	: gerçek gerilme

## KISALTMALAR

- AISI : American Iron and Steel Institute (Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü)
- AMS : Aerospace Material Specifications (Havacılık ve Uzay Malzemesi Özellikleri)
- ASTM : American Society for Testing and Materials (Amerikan Test ve Malzeme Topluluğu)
- BCT : Body Centered Tetragonal (Hacim Merkez Tetragonal)
- CNC : Computer Numeric Control (Bilgisayar Numerik Kontrol)
- DSA : Dynamic Strain Ageing (Dinamik Deformasyon Yaşlanması)
- EBW : Electron Beam Welding (Elektron Işın Kaynağı)
- EDS : Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (Enerji Dağılımı X-Işını Spektroskopisi)
- EN : European Standards (Avrupa Standardı)
- GP : Guinier-Preston bölgesi
- GTAW : Gas Tungsten Arc Welding (Gaz Tungsten Ark Kaynağı)
- HSP : Hezagonal Sıkı Paket
- ISO : International Organization for Standardization (Uluslararası Standardizasyon Örgütü)
- ITAB : Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
- LBW : Laser Beam Welding (Lazer Işın Kaynağı)
- MC : Metal Carbides (Metal Karbür)
- MN : Metal Nitrides (Metal Nitrür)
- NASA : National Aeronautics and Space Administration (Ulusal Havacılık ve Uzay Dairesi)
- Otojen : İlave Metal Kullanılmadan Yapılan Kaynak İşlemi
- PA : Yatay Kaynak Pozisyonu
- PAW : Plasma Arc Welding (Plazma Ark Kaynağı)
- PLC : Portevin-Le Chatelier etkisi
- SC : Single Crystal (Tek Kristal)
- SEM : Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
- SGB : Solidification Grain Boundary (Katılaşma Tane Sınırı)
- SSGBs : Solidification Subgrain Boundary (Katılaşma Alt Tane Sınırları)



- TIG : Tungsten Inert Gas  
TS : Türk Standardı  
UTS : Ultimate Tensile Strength (Nihai çekme mukavemeti)  
XRD : X-Ray Diffraction (X-Işını Kırınımı)  
YMK : Yüzey Merkez Kübik

## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Endüstrideki teknolojik gelişmeler ve yenilikler yüksek çalışma sıcaklıklarında özelliklerini kaybetmeden görevlerini yerine getirecek malzemelere ihtiyacı da beraberinde getirmiştir. Bu bağlamda yüksek sıcaklıkta kullanılacak malzeme ihtiyacını karşılamak için süper alaşım olarak adlandırılan malzemeler icat edilmiş ve özellikleri geliştirilmiştir [1]. Süper alaşımlar, yüksek sıcaklıklardaki dayanımları ve oksidasyona karşı dirençleri nedeniyle kullanılan nikel, demir-nikel ve kobalt esaslı alaşımlardır. Gelecekte Inconel, Nimonic, Haynes, Hastelloy gibi isimlendirilecek süper alaşımların temelini oluşturacak olan yüksek çalışma sıcaklıklarına dayanıklı ve korozyon direncine sahip olan bu alaşımlar 1918 yılında, İngiliz patenti ile koruma altına alınmış ve tanıtılmıştır [2].

Uzay ve havacılık uygulamalarında jet motoru olarak anılan ancak temel çalışma prensibi gaz türbini olan motorlarda kullanılan malzemelerin; yüksek sıcaklıkta, gerilme altında, sıcak ve aşındırıcı gaz içeren çevresel ortamda uzun süre performans göstermesi istenir. Pek çok malzeme; sıcaklığın yaklaşık 1100 °C'ye ulaştığı bu motorların en sıcak bölümlerindeki zorlu çevresel koşullara dayanamaz. Süper alaşımlar yüksek sıcaklıkta; mukavemet, uzun yorulma ömrü, kırılma tokluğu, sürünme dayanımı ve gerilme-kopma direnci gibi gaz türbini motoru malzemesinin gerektirdiği birçok özelliğe sahiptir. İlave olarak, süper alaşımlar yüksek sıcaklıklarda korozyona ve oksidasyona mükemmel direnç gösterirler. Uzun süre 950 °C ile 1300 °C sıcaklık aralığında çalışabilirler. Aranan bu özellikler süper alaşımları modern gaz türbin motorlarında kullanım için uygun malzemeler yapar. [3].

Daha önce de belirtildiği üzere; süper alaşımlar temel olarak nikel, kobalt ve demir esaslı olmak üzere üç gruba ayrılırlar. Bu ana elementlere ilaveten bileşimlerinde W,

Zr, B, Mo, Ta, Nb, Re, Ti, Al, C, Hf ve Cr gibi ikincil elementler bulunabilir. Süper alaşımların özellikleri kimyasal bileşimlerinde bulundurduğu bu ikincil elementlerin miktarına bağlıdır. Demir esaslı süper alaşımlar 760 °C'nin altındaki sıcaklıklarda kullanılmak için tercih edilirler. Ekonomik olmaları bu alaşımların kullanımını arttırmaktadır [2]. Nikel esaslı süper alaşımlar; yüksek sıcaklıkta mukavemetini koruması, korozyon direnci ve ekonomik olması sebebiyle gaz türbin motorlarının sıcak bölümlerinde en fazla tercih edilen alaşım türleridir. Bunlar ergime derecesinin (yaklaşık 1455 °C) %90'ına kadar olan sıcaklıklarda kullanılabilir. Nikel esaslı süper alaşımlara; dağılım mukavemetlenmesi (dispersiyon sertleşmesi), çökme sertleşmesi ve katı eriyik mukavemetlenmesi yöntemleriyle dayanım kazandırılabilir [2]. Kobalt esaslı süper alaşımlar ise önemli derecede aşınma, ısı ve korozyon direncine sahiptir. Nikel esaslı süper alaşımlarla mukayese edildiklerinde daha düşük mukavemet ve sürünme direnci sergilerler. Ancak dayanımlarını nispeten daha yüksek sıcaklıklara kadar koruyabilirler. Kobalt esaslı süper alaşımlar 650 °C ile 1100 °C sıcaklıkları arasında tercih edilmelerinin yanısıra diğer süper alaşım türlerine göre üretim maliyetleri daha yüksektir [4]. Ayrıca, kobalt esaslı süper alaşımlar, nikel muadillerine göre daha iyi termal iletkenlik ve daha düşük termal genleşme katsayısına sahiptirler. Bu özellikler, onları termal yorgunluğun önemli olduğu uygulamalar için birincil seçenek haline getirir [5].

Gaz türbin motorlarında yanma odaları, hava aktarım kanalları, sabit kanatçıklar, eksoz nozulları, alev tutucuları gibi yüksek çalışma sıcaklıklarında kullanılan bileşenler önemli derecede yapısal yüke maruz kalmazlar. Ancak bunlar çalışma sırasında en yüksek sıcaklığa maruz kalan motor bileşenleridir. Dolayısıyla bu bileşenlerde yararlanılacak malzeme türlerinde aşınma, sürünme ve oksidasyon direnci en çok aranan özellikler arasındadır. Ayrıca bu yapısal bileşenler geometrik olarak karmaşık ve kompleks olduğu için seçilen malzemeler üretim kolaylığı için mükemmel şekillendirilebilirliğe ve kaynak edilebilirliğe sahip olmalıdır. Bilhassa kanatların, kontrol kollarının, türbin kanatçıklarının, gaz türbin motorlarının egzoz parçaları ve hava aktarma kanallarının üretiminde aynı ve/veya farklı cins malzeme birleştirmelerine ihtiyaç duyulur [6]. Kobalt esaslı süper alaşımlar yanma odaları, hava aktarım kanalları, sabit kanatçıklar, eksoz nozulları, alev tutucular gibi sabit yapısal bileşenlerin üretiminde tercih edilen malzemelerdendir [7,8]. Literatür

araştırmaları süper alaşımların roket motorlarında da oldukça fazla kullanıldıklarına işaret etmektedir [9]. Özetle; gaz türbin motorlarındaki verim ve performans artırma ihtiyacının yanı sıra, maliyeti azaltabilme gereksinimi, yüksek çalışma sıcaklığında iyi mukavemet gösterebilme yeteneğine sahip olan süper alaşımların kullanımını daha da arttırmaktadır [10]. Üretimde süper alaşımların artan bu kullanımının paralelinde kaynaklı imalat yönteminin rolü de artmaktadır. Bu sebeple üretim mühendislerin ve araştırmacıların süper alaşımların kaynaklanabilirliğı hakkında araştırma, geliştirme ve uygulama çalışmaları da artmaktadır. Bu alışmalar çoğunlukla parça üretiminde ve tamir amaçlı kaynak işlemlerinde elde edilen kaynaklı bağlantının özelliklerinin belirlenmesine ve performans ölçümlerine yönelik olduğı görölmektedir [11]. Havacılık endüstrisinde kullanılan kanat, kontrol kolları, türbin kanatçıkları vb. imalatında kullanılan bileşenler dövme, döküm veya kaynaklı imalat yöntemlerinden yararlanılarak üretilebilmektedir [12]. Büyük döküm yapıların üretim maliyeti ve taşıma zorluğu sebebiyle, genelde çok sayıda bileşenden oluşan ürünlerin imalatı; aynı cins veya farklı cins malzemelerin birleştirilmesiyle yapılmaktadır. Ancak çok sayıda bileşenden oluşan ürünlerin üretimleri genellikle talaşlı imalat, sıcak veya soğuk Şekil verme ve kaynaklı birleştirme gibi farklı imal usullerinin birlikte kullanımını gerektirir. Havacılık ve uzay endüstrisinde motor ve donanımlarının üretiminde kullanılan aynı veya farklı cins malzemelerin kaynaklı birleştirme yöntemleri arasında Gaz Tungsten Ark Kaynağı (TIG), Lazer Işını Kaynağı (LBW), Elektron Işın Kaynağı (EBW) ve Plazma Ark Kaynağı (PAW) gibi ergitmeli kaynak işlemleri yer alır [13]. Plazma ark kaynağı, lazer ışını kaynağı ve elektron ışın kaynak yöntemleri özellikle yüksek enerji yoğunlukları sebebiyle tercih edilirler. EBW ve LBW işlemleri özellikle askeri uçaklarda ve hava taşıtlarında kullanılan titanyum alaşımlarının birleştirilmesi için tercih edilirler. Fakat LBW ve EBW gibi yüksek enerji yoğunluklu kaynak yöntemlerinin ve ekipmanlarının maliyeti yüksek olması endüstrideki kullanım alanlarını daraltmaktadır. Plazma ark kaynağı temini kolay ve ekonomik olduğı için ilgili alanlarda farklı malzemelerin birleştirilmesinde lazer ve elektron ışın kaynağına göre daha fazla tercih edilmekte ve kullanılmaktadır [14].

Yüksek alışma sıcaklığında kullanılacak alaşımlarının kaynak işlemleri genellikle zordur. Ergime bölgesinde katılaşma çatlağı ve ısı tesiri altındaki bölgede, (ITAB),

sıvılaşma çatlakları gibi kaynak hataları oluşabilmektedir [15]. Ergime bölgesindeki çatlaklara katılmanın son aşamalarında katılan metalin termal ve mekanik gerilmelere karşı koyamaması neden olurken, ITAB'da oluşan sıvılaşma çatlaklarına ise tane sınırlarında oluşan sıvı filmin aynı gerilmeleri karşılayamaması nedeniyle oluştuğuna dikkat çekilmektedir. Bu problemleri gidermenin bir yolu kaynak işleminde düşük ısı girdisi kullanmaktır. Bu sebeple kaynak bölgesine düşük ısı girdisi sağlayacak, yüksek enerji yoğunluklu kaynak yöntemlerine gereksinim duyulur. Bu gereksinimi karşılayan kaynak yöntemleri ise lazer, elektron ışın ve plazma ark kaynak yöntemleridir. Dar bir bölgede etkili olan, yüksek enerji yoğunluğuna sahip ışınlarla veya plazma jetiyle yapılan bu kaynaklarda birleştirilen malzemeye ısı girdisi düşük tutulur. Daha önce belirtildiği üzere; yüksek enerji yoğunluklu ışın kaynak yöntemlerinin yüksek donanım maliyeti, ilgili alanda daha ekonomik ve kolay temin edilebilen başka yüksek enerji yoğunluklu kaynak yöntemi ihtiyacını gerektirmektedir. Diğer bir ifadeyle; günümüzün imalat endüstrisi, kısa sürede ve daha düşük yatırım maliyeti ile üretilen yüksek kaliteli kaynaklı birleştirmeler talep etmektedir. Gaz tungsten ark kaynağı (GTAW) olarak da bilinen tungsten inert gaz (TIG) kaynağı ergimeyen tungsten elektrot ile iş parçası arasında oluşturulan ark enerjisinden yararlanılarak yapılan kaynak yöntemidir. İlave metal kullanılarak veya kullanmadan (otojen olarak), elle veya yarı ya da tam otomatik olarak elde etmeyi sağlayan kaynak yöntemidir. Bu yöntemde kaynak bölgesinin ve elektrotun atmosfer gazlarının olumsuz etkisinden ve diğer kirlenmelerden korunması için argon veya helyum gibi soy gazlardan faydalanılır. Bu sebeple temiz ve aranan özelliklerde birleştirmeyi elde etme imkânı sunan, ekonomik ergitmeli bir ark kaynak işlemidir.

TIG kaynağı daha çok paslanmaz çelik, alüminyum, magnezyum ve bakır alaşımları gibi demir dışı metallerin ince kesitlerini birleştirmek için kullanılır. Son yıllarda TIG kaynağındaki gelişmelere paralel olarak kalın kesitli paslanmaz çelik, titanyum, süper alaşım gibi malzemelerin çok pasolu kaynaklı birleştirilmelerinde de bu kaynak yönteminden yararlanılmaktadır. TIG kaynak yöntemi havacılık uygulamalarında geniş yelpazede kullanılan özellikle nikel ve kobalt esaslı süper alaşımların birleştirilmesinde tercih edilen yöntemlerden birisidir. Ayrıca TIG kaynağı diğer kaynak yöntemlerine göre havacılık bileşenlerinin tamir kaynağında en

fazla tercih edilen yöntemlerdendir. Birleştirilen malzemenin cinsi ve kimyasal bileşimi kadar kaynak yöntemi, kaynak öncesi hazırlıklar, ilave metal seçimi, otomasyon ve seçilen kaynak parametreleri, kaynağın kalitesini, verimliliğini ve maliyetini etkileyen en önemli faktörlerdir. Süper alaşımların TIG kaynağı ile birleştirilebilirliği üzerinde kaynak parametreleri, kaynak öncesi ve sonrasında uygulanan ısı işlemler, ilave kaynak metalleri ve mikroyapı değişimleri konularında yoğun olarak araştırma ve çalışmalar yürütülmektedir [6,16]. Yüksek çalışma sıcaklıklarında yararlanılan süper alaşım malzemelerde; karşılaşılan korozyon miktarındaki artış, azalan mekanik özellikler ve kaynaklı birleştirmelerde meydana gelen problemler kullanıcıların ve araştırmacıların yaşadıkları problemlerden birkaçıdır.

Özellikle gaz türbini motorlarında veya nükleer enerji reaktörlerinin sıcak bölümlerindeki bileşenlerin imalatında kullanılan Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım hakkında literatürde çeşitli çalışmalar mevcuttur. Ancak, bu alaşımların kaynaklı birleştirmeleriyle ilgili çalışmalar oldukça sınırlı ve genellikle kaynak şartlarını simüle eden ısı işlem araştırmalarıdır. Bu sınırlı araştırmalardan Makino ve arkadaşları [17] tarafından yürütülen çalışmada; kobalt esaslı bir süper alaşım olan Haynes188 çiftinin LBW ve TIG kaynak birleştirmelerinin mekanik özellik-mikroyapı ilişkileri karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Odabaşı tarafından yayımlanan doktora çalışmasında ise; Haynes 188 ile nikel esaslı süper alaşımın LBW yöntemi ile birleştirilmesi sonrasında kaynak performansı değerlendirilmiştir [18]. Ayrıca literatürde Haynes 188 ile farklı süper alaşımların kaynaklı birleştirme çalışmalarına da rastlanılmaktadır [19].

Bilindiği üzere malzemelerin ve kaynaklı birleştirmelerinin özellikleri, servis şartlarındaki sıcaklıklardan belirgin şekilde etkilenir. Bu sebeple özellikle yüksek sıcaklıkta çalışan aynı cins ve farklı cins malzemelerden kaynak imal usulüyle üretilen bileşenlerin atmosfer koşullarında ve yüksek sıcaklıklarda mekanik özelliklerinin yanı sıra mikroyapısında meydana gelebilecek değişimler iyi bilinmelidir. Çünkü çalışma ortamı dikkate alınarak doğru ve en ekonomik malzeme ve ilave metal seçiminin yanı sıra uygun birleştirme yöntemlerini kullanmak

verimlilik artışına ilaveten ülke ekonomisine katkı sağlaması için oldukça önem arz eden hususlardandır.

İlgili alanda üretim yapan mühendis ve teknik elemanlarla yapılan görüşmeler sonucunda; gaz türbin motorların imalat ve tamiratında yararlanılan süper alaşımların kaynaklı birleştirmelerinde ekonomik ve kolay bir şekilde temin edilebilen TIG kaynak yönteminin kullanıldığı anlaşılmaktadır. Kaynak işleminin ilave tel kullanılarak, manuel olarak alın-alına yapıldığı ifade edilmektedir. Kalın kesitli malzemelerde nüfuziyetin sağlanması için ise kaynak ağızı açılarak, çok pasolu kaynak işlemine müracaat edildiği belirtilmektedir. El ile yapılan kaynak uygulamalarında kaynak ısı girdisi üzerinde etkin rolü olan kaynak parametrelerinden ilerleme hızının homojen olarak sağlanamaması ve aynı zamanda kaynak ark boyu mesafesinin kararlı olarak ayarlanamamasından dolayı birleştirmenin mekanik özellikleri ve mikroyapısı bu durumdan olumsuz etkilenmesi muhtemeldir. Ayrıca kaynak ağız hazırlığı ve çok pasolu kaynak işlemi fazladan işçilik ve zaman gerektirdiğinden üretim maliyetlerini arttırmaktadır.

Belirtilen sebeplerden dolayı daha yüksek enerji yoğunluğu olan bir TIG kaynak makinesine ihtiyaç duyulur. Son yıllarda geliştirilen, 1000 A'e kadar akım şiddeti sağlayabilen, su soğutmalı nozul vasıtasıyla 3-12 mm çaplarına kadar tungsten elektrot kullanabilen, kalın kesitli malzemeleri kaynak ağızı açmadan birleştirmek içinde kullanılabilen Force TIG kaynak makinesinden faydalanılabilir. Ayrıca süper alaşımların ergitmeli kaynak işleminde yararlanılan kaynak ilave metali temin edilebilirliğinin kolay ve ekonomik olmaması göz önünde bulundurulması gereken problemlerdendir. Temin edilen kaynak ilave metalleri boyutları daha ziyade manuel kaynak uygulamaları için uygun olması yarı veya tam otomatik kaynak uygulamaları için ilave metal teminini daha da zorlaştırmaktadır. Force TIG kaynak makinesi entegre edildiği donanımla yarı otomatik veya tam otomatik kaynak yapabilme olanağı sunar. Böylece kaynak parametreleri üzerindeki kontrolüyle ısı girdisini homojen olarak elde edebilme olanağı ve otojen kaynak yapabilme imkânı sunması belirtilen problemlere çözüm olabilir.

Yukarıda sıralanan problemler göz önünde bulundurularak; bu alanda sıklıkla kullanılan Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım sacların kendi aralarında aynı cins ve yüksek sıcaklık uygulamalarında faydalanılan AISI 316L paslanmaz çeliklerle farklı cins birleştirilme ihtiyaçları doğrultusunda doktora çalışması için araştırma konusu oluşturacak hipotezler geliştirilebilir. Bu hipotezler;

- Uzay ve uçak sanayinde gaz türbin motorlarında yüksek çalışma sıcaklıklarına ve oksidasyona dirençleri için tercih edilen Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşımlardan faydalanılır. Bu sacların iki milimetreden daha kalın kesitlileri kaynak ağzı açmadan TIG kaynak yöntemiyle tek pasoda, PA pozisyonunda, ilave metal kullanmadan (otojen olarak) yarı veya tam otomatik olarak başarıyla birleştirilebilir mi?
- Kalın kesitli Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşımın yüksek sıcaklık dirençleri sebebiyle AISI 316L östenitik paslanmaz çelikle kaynak ağzı açmadan TIG kaynak yöntemiyle tek pasoda, PA pozisyonunda, otojen olarak yarı veya tam otomatik başarıyla birleştirilebilir mi?
- Böylece işçilik ve zamandan tasarruf edilerek üretim hızıyla ilişkili verim arttırılıp ekonomik kazanç oluşturularak ülke ekonomisine katkı sağlanabilir mi?
- İlave metal kullanmadan (otojen) yüksek enerji yoğunluklu Force TIG kaynak makinesiyle kaynatılan kobalt esaslı süper alaşımın aynı cins veya östenitik paslanmaz çelik ile farklı cins birleştirmelerinin özellikleri yüksek çalışma sıcaklıklarından nasıl etkilenir?
- Haynes 188 süper alaşım, aynı cins ve farklı cins kaynaklı birleştirmeleri dinamik gerinim yaşanmasından etkilenir mi?

Belirtilen bu hipotezler doğrultusunda doktora çalışma konusu oluşturulmuştur. Bu konu kapsamında kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşım çiftinin temin edildiği şekliyle aynı cins ve bir başka yüksek sıcaklık malzemesi olan AISI 316L paslanmaz çelikle farklı cins birleştirilmesi hedeflenmiştir. Aynı ve farklı cins birleştirmelerinin ergitmeli bir kaynak yöntemi olan Force TIG kaynak makinesiyle otomatik bir şekilde, kaynak ağzı açmadan, ilave metal kullanmadan (otojen olarak), tek pasoda birleştirilebilirliğinin araştırılması amaçlanmıştır. İlave olarak çalışmada yararlanılan kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşım ve AISI 316L paslanmaz çeliğin temin



edildiği şekliyle ve farklı çalışma sıcaklıklarında statik bir çekme yükü altındaki davranışlarını tayin etmek de amaçlar arasındadır. Elde edilen aynı cins ve farklı cins kaynaklı birleştirmenin oda sıcaklığı ve yüksek çalışma sıcaklığındaki performanslarını incelemek de çalışmanın önemli amaçlarından birisi olarak tanımlanabilir. Çalışmanın hedefleri aşağıdaki gibi sıralanabilir.

- Kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşımın temin edildiği şekliyle ve farklı çalışma sıcaklıklarında statik bir çekme yükü altındaki davranışları tayin etmek bu çalışmanın hedeflerinin başında yer alır.
- Çalışmanın amacı doğrultusunda elde edilen aynı ve farklı cins kaynaklı birleştirmelerinin temin edildiği şekliyle ve yüksek çalışma sıcaklıklarındaki mekanik özelliklerin belirlenmesi çalışmanın hedeflerindedir.
- Kullanılan malzemelerin ve elde edilen bağlantıların kaynak sonrası yaşlandırma ısı işlemi gibi mukavemet artırma yöntemlerinden yararlanılarak özelliklerinin iyileştirilmesi çalışmanın diğer bir hedefini oluşturmaktadır.
- Çalışmada kullanılan malzemelerin ve kaynaklı birleştirmelerin içyapılarının incelenmesi çalışmanın hedefleri arasında yer alır.

Bu hedefler doğrultusunda Force TIG kaynak makinesiyle; kaynak ağzı açmadan, PA pozisyonunda, otojen olarak, yarı otomatik ve/veya tam otomatik olarak kalın kesitli süper alaşımların aynı cins ve farklı cins birleştirmeleri sağlanarak yukarıda sıralanan problemlerin çözümü bilim dünyasına ve ilgili alanda çalışanlara yardımcı olacaktır. Ayrıca bu yeni geliştirilen kaynak makinesiyle klasik yöntemlere göre işçilik ve zamandan tasarruf etmek, üretim hızını dolayısıyla verimliliği arttırarak ülke ekonomisine katkı sağlamak çalışmanın faydaları arasında sıralanabilir.

Tez çalışması yedi bölümden oluşmaktadır. Giriş bölümünün yer aldığı tez çalışmasının birinci bölümünde süper alaşımların çeşitleri ve kaynaklı birleştirmeleri hakkında kısa bir bilgi verildikten sonra çalışmanın amaç, kapsam ve hedefleri ortaya konmuştur.

Çalışmanın ikinci bölümünde tez çalışmasının planlamasına yol gösterecek literatür araştırması genişletilerek kategorize edilerek sunulmuştur. Süper alaşımların tarihsel

gelişimi, süper alaşımların özellikleri, üretim metotları, birleştirme yöntemleri hakkında yapılan literatür araştırmaları değerlendirilmiştir. Çalışmada yararlanılan Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım hakkında temel bilgilerle birlikte kaynak edilebilirliği ile ilgili yürütülen çalışmalarının da değerlendirilmesi bu bölümün konuları kapsamı içerisinde. Son olarak süper alaşımları uygulanan mukavemet arttırma ısıtma işlem yöntemleri hakkında kısa bilgilendirme ve Haynes 188 süper alaşımın mukavemetini iyileştirmede faydalanılan ısıtma işlem çalışmaları hakkında bilgiler paylaşılmıştır.

Çalışmada faydalanılan malzeme ve deneysel yöntemlerin tanıtıldığı üçüncü bölümde tez çalışmasında kullanılan malzemelerin mekanik ve metalürjik özellikleri, kaynaklı deney numunelerin hazırlanması, kullanılan parametreler ve sonrasında uygulanan test yöntemleri ve standart test numuneleri hakkında detaylı bilgiler verilmiştir.

Tez çalışmasının sonuç bölümü Haynes 188 ana malzeme, Haynes 188-Haynes 188 kaynaklı birleştirme ve Haynes 188-AISI 316L kaynaklı birleştirmelerin farklı sıcaklık davranışlarının değerlendirilmesi olmak üzere üç ayrı bölüm olarak ele alınmıştır.

Sonuç bölümünün ilk kısmı olan dördüncü bölümde Haynes 188 süper alaşıma farklı test sıcaklıklarında uygulanan testlerin sonuçları detaylı olarak sunulmuştur. Özellikle yüksek sıcaklıkta meydana gelen dinamik gerinim yaşlanmasının malzemenin dayanımı ve sertlik gibi mekanik özelliklere etkisinin yanı sıra metalürjik özelliklere etkisi, SEM, EDS ve XRD sonuçları üzerinden detaylı olarak ele alınmıştır.

Beşinci bölümde Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çiftinin kaynaklı birleştirmeleri tahribatlı ve tahribatsız muayene yöntemleri ile incelenmiştir. Yapılan incelemelerin sonuçları ana malzeme ile karşılaştırılmış ve kaynaklı bağlantının farklı sıcaklıklardaki mekanik ve metalürjik özellikleri dinamik yaşlanma davranışı ile ilişkilendirilerek açıklanmıştır. Çalışmada faydalanılan Haynes 188 süper alaşım çiftinin kaynaklı birleştirmelerine uygulanabilecek ısıtma işlem süreci de bu bölümde

ele alınmıştır. Bu kapsamda ana malzeme üzerinde belirlenen ısıtma işlem parametreleri üzerinden kaynaklı birleştirme numunelerine uygulanan solüsyona alma ısıtma işlemi ve soğuma hızlandırılması uygulanması sonucunda elde edilen bulgulara bu bölümde değinilmiştir.

Haynes 188-AISI 316L farklı cins malzeme çiftinin kaynaklı bağlantılarının incelemesi, elde edilen bulgular ve değerlendirilmeleri altıncı bölümde ele alınmıştır. Elde edilen sonuçlar ana malzemeler ile karşılaştırılarak kaynaklı bağlantının mekanik ve metalürjik özellikleri değerlendirilmiştir.

Tez çalışmasında elde edilen bulguların bir arada değerlendirilmesi ve öneriler çalışmanın son bölümü olan yedinci bölümde özetlenerek paylaşılmıştır.

## BÖLÜM 2

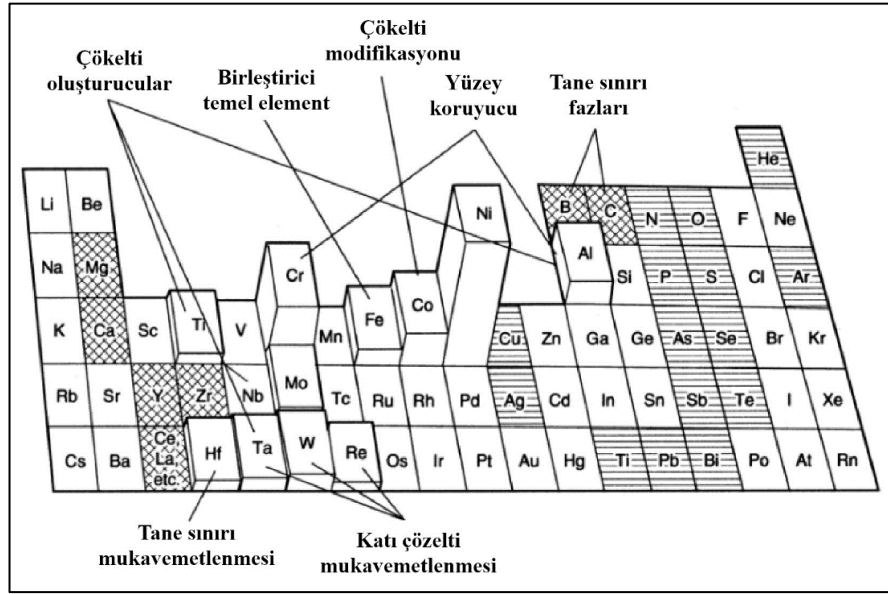
### LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

#### 2.1. SÜPER ALAŞIMLAR VE TARİHSEL GELİŞİMİ

Artan enerji tüketimine bağlı olarak yıllar içinde enerji üretim tesislerinde gelişmeler yaşanmıştır. Buhar türbini ile başlayan elektrik üretimi; termik santraller, hidroelektrik santraller, gaz türbin motorları ve nükleer santrallerdeki gelişme sürecine bağlı olarak artış göstermiştir. Elektrik üretim sürecindeki gelişmeye paralel olarak elektrik santrallerinde kullanılan sistemlerin çalışma sıcaklıkları da artmıştır. Bu durum yüksek çalışma sıcaklıklarında özelliklerini kaybetmeden görevlerini yerine getirecek malzemelere gereksinimi de beraberinde getirmiştir. Bu bağlamda malzeme bilimciler yüksek sıcaklıkta kullanılacak malzeme ihtiyacını karşılamak için süper alaşımlar olarak adlandırılan malzemeleri keşfetmiş ve özelliklerini geliştirmişlerdir [20].

Yüksek çalışma sıcaklıklarında kullanılan malzemelerde artan korozyon ve azalan mekanik özellikler araştırmacıların yaşadıkları büyük problemlerden birkaçıdır. 19. yüzyılın başında yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılmak üzere yüzey merkez kübik, (YMK), kafes yapılı östenitik paslanmaz çelikler icat edilmiştir. Aslında süper alaşım olarak adlandırılan ilk alaşımlar paslanmaz çeliklerdir. II. dünya savaşına kadar çok yaygın kullanılmayan süper alaşımların artan ihtiyaçlar sebebiyle, süper alaşımların karakteristiklerini gösteren kimyasal bileşimlerinde 34% Ni, 11% Cr ve %0.3 C içeren östenitik paslanmaz çelikler bulunmuş ve kullanılmaya başlanmıştır [2,21]. 1920'lerde vakum indüksiyon ergitme teknolojisinin gelişmesine paralel olarak nikel-krom alaşımlarının üretimi gün geçtikçe artmıştır. Gelecekte Inconel ve Nimonic gibi isimlendirilecek süper alaşımların temelini oluşturacak olan yüksek sıcaklık ve korozyon direncine sahip olan nikel krom-alaşımları 1918 yılında, İngiliz patenti ile koruma altına alınmış ve tanıtılmıştır [2]. Süper alaşımlar; yüksek

sıcaklıklarda (800 °C ve üzeri) mukavemetlerini koruyabilen, üstün sürünme ve kopma dayanımına, iyi oksidasyon ve korozyon direncine sahip alaşımlardır. Kimyasal içerik olarak süper alaşımlar; temelde demir, nikel ve kobalt elementlerinin yanı sıra nispeten yüksek miktarlarda kroma ilaveten, az miktarda yüksek sıcaklıkta ergiyen Mo, W, Nb, Ti, Ta elementleri içeren alaşımlar olarak tanımlanabilir. Şekil 2.1’de periyodik tablo üzerinde ilgili elementlerin süper alaşımlardaki işlevleri şematik olarak özetlenmiştir.

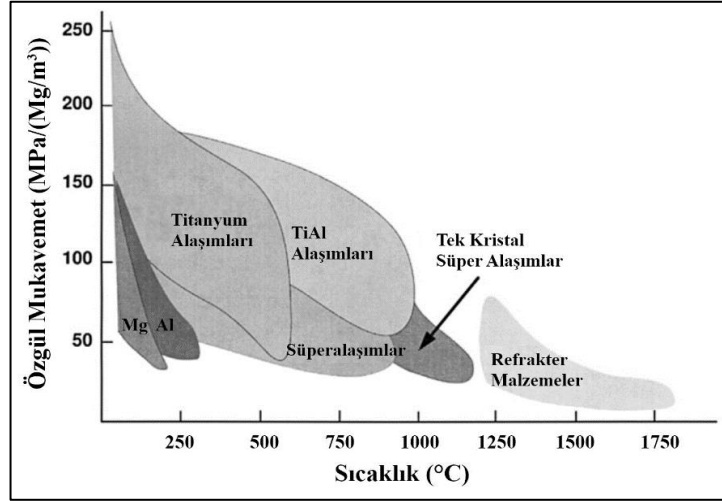


Şekil 2.1. Elementlerin süper alaşımlardaki işlevleri [22].

Süper alaşımların en iyi kullanım aralığı  $0.6-0.8 T_m$  ( $T_m$ = Metalin ergime-katılma sıcaklığı) sıcaklıklarıdır. Kimyasal bileşimine ilave edilen elementler nedeniyle ana matris içinde ince dağılmış formda değişik karbürler ve intermetalik fazlar oluşur. Süper alaşımlar kimyasal bileşimlerinde yaklaşık %15-%20 oranında korozyona mükemmel direnç gösteren krom elementi de içerirler.

1900’lü yılların başında gaz türbin motorlarında kullanım için geliştirilmiş olan süper alaşımlar günümüzde denizcilik endüstrisinde, taşıt gaz türbinleri, uzay araçları, roket motorları, nükleer reaktörler, denizaltı uygulamaları, buhar türbini güç üniteleri ve petrokimya ekipmanlarda geniş olarak kullanılmaktadır. Süper alaşımlardan; özellikle gaz türbini motorlarının içinde yüksek sıcaklık ve zorlanmaya maruz kalan yapı elemanları bölümlerinde faydalanılmaktadır . Gaz türbin kanatçıkları 1100 °C

ye varan sıcaklıklar ve 500 MPa yük altında çalışmaktadırlar. Günümüzde yüksek sıcaklık uygulamalarında yararlanılan malzemelerin ısıl dirençleri ile ilişkili spesifik dayanımları grafiksel olarak Şekil 2.2’de gösterilmiştir.



Şekil 2.2. Yüksek çalışma sıcaklıklarında kullanılan malzemelerin özgül mukavemet grafiği [23].

Grafikten görüldüğü üzere; nikel esaslı ve tek kristalli nikel esaslı alaşımların yüksek sıcaklık dayanımlarının iyi olduğu görülmektedir.

### 2.1.1. Süper Alaşımların Sınıflandırılması

Süper alaşımlar temelde;

- Nikel esaslı,
- Demir esaslı,
- Kobalt esaslı olmak üzere üç ana başlık altında sınıflandırılır.

#### 2.1.1.1. Nikel Esaslı Süper Alaşımlar

Nikel esaslı süper alaşımlar; kimyasal içeriklerinde ana element olarak %30 ile %70 nikel ve önemli miktarda (%30 ve üzerinde) krom içerirler. Bazı nikel esaslı alaşımlar yüksek sıcaklık dayanımları ve korozyon dirençleri için muhteviyatlarında az miktarda alüminyum, titanyum, niyobyum, molibden ve tungsten elementlerini de ihtiva ederler. Nikelin ergime sıcaklığı 1453 °C ve yoğunluğu 8,9 gr/cm<sup>3</sup> dür. Nikel

esaslı süper alaşımların dayanımları çökeltme sertleşmesiyle artırılır. 815 °C ile 900°C sıcaklık aralığında kullanım alanı bulan, nikel esaslı süper alaşımlar; uçak ve gaz türbinlerinde, uzay araçlarında, roket motorlarında, nükleer reaktörlerde, termik santrallerde, petrokimya endüstrisinde faydalanılan ekipmanlarda ve diğer yüksek sıcaklık uygulamalarında tercih edilmekte ve kullanılmaktadır. Nikel esaslı süper alaşımlar yönlü katılaşıma, tek kristal döküm ve toz metalürjisi yöntemiyle üretilirler [24]. Günümüzde endüstriyel uygulamalarda yararlanılan nikel esaslı süper alaşımlar aşağıdaki isim ve serilerle bulunabilirler [25,26].

- Inconel (587, 597, 600, 601, 617, 625, 706, 718, X750)
- Nimonic (75, 80A, 90, 105, 115, 263, 942, PE.11, PE.16, Pk.33)
- Rene (41, 45)
- Udimet (400, 500, 520, 630, 700, 710, 720)
- Pyromet 860
- Astroloy
- M-252
- Hastelloy (C-22, G-30, S, X)
- Waspaloy
- Unitemp AF2-IDA6
- Cabot 214
- Haynes 230

#### **2.1.1.2. Demir Esaslı Süper Alaşımlar**

Demir esaslı alaşımlar, kimyasal bileşimlerinde ana element olarak demire ilaveten önemli miktarda krom, nikel ve çok az miktarda molibden veya tungsten içermektedir. Bu demir esaslı süper alaşım grubunun dayanımları karbür, intermetalik çökeltme ve/veya katı eriyik mukavemetlenmesi yöntemiyle artırılmaktadır. Yapılarında oluşan intermetalik çökeltiiler genellikle  $Ni_3(Al, Ti)$  “ $\gamma$ ” tipindedir. Bu grubun kimyasal bileşimindeki nikel ve krom içeriklerinin yanı sıra, mukavemetlendirme mekanizmaları da paslanmaz çeliklerden farklıdır. Paslanmaz çelikler kimyasal bileşimlerinde %12-25 Cr ve %0-20 Ni içerirler. Demir esaslı süper

alaşımalar ise bileşimlerinde %20'den daha fazla Ni içerir (%25-35). Endüstriyel uygulamalarda demir esaslı süper alaşımlar yaklaşık 650 °C'ye kadar olan sıcaklıklarda kullanım alanı bulmaktadır. Demir esaslı süper alaşımların dayanımları nikel esaslı süper alaşımlara göre daha düşüktür. Bu nedenle daha uzun ömür gerektiğinde ve aynı zamanda yüksek mekanik ve termal zorlanmalarda nikel ve kobalt esaslı alaşımlar demir esaslı alaşımların yerine tercih edilir. Diğer süper alaşımlara kıyasla daha ekonomik olması tercih sebepleri arasındadır [27]. Günümüzde endüstriyel uygulamalarda yararlanılan demir esaslı süper alaşımlar aşağıdaki isim ve serilerle bulunabilirler [25,26].

- Incoloy (800, 801, 802, 807, 825, 903, 907, 909)
- A-286
- Alloy 901
- Discaloy
- Haynes 536
- H-155
- V-57

### **2.1.1.3. Kobalt Esaslı Süper Alaşımlar**

Kobalt esaslı süper alaşımlar kimyasal bileşimlerinde ana element olarak kobalt içerir. Ayrıca önemli miktarda nikel, krom, tungsten az miktarda molibden, niyobyum, tantal, titanyum ve bazen demir gibi elementler de bileşimlerinde bulunur. Kobalt esaslı süper alaşımlar, katı eriyik mukavemetlenmesiyle veya yapılarında oluşturulan karbür ve intermetalikler tarafından dayanımları arttırılırlar. Kobalt katı eriyik alaşımları üç gruba ayrılır. Bunlar;

- 650 °C' den 1150°C kadar sıcaklıklarda kullanılan Haynes 188, UMCo-50 ve S-816 alaşımları,
- Yaklaşık 650°C sıcaklıkta kullanılan bağlayıcı alaşımlar MP-35N ve MP-159,
- Aşınma dirençli alaşımlar, Stellite 6B.



Kobalt esaslı süper alaşımların hiçbiri tam katı eriyik alaşımı değildir. Hemen hemen tamamı yapısında karbür veya intermetalik bileşikler içerir. Bu durum yaşlanmaya ve oda sıcaklığında süneklikte azalmaya neden olur [28]. Endüstriyel uygulamalarda yararlanılan bazı kobalt esaslı süper alaşımlar aşağıdaki isim ve serilerle bulunabilirler [25,26].

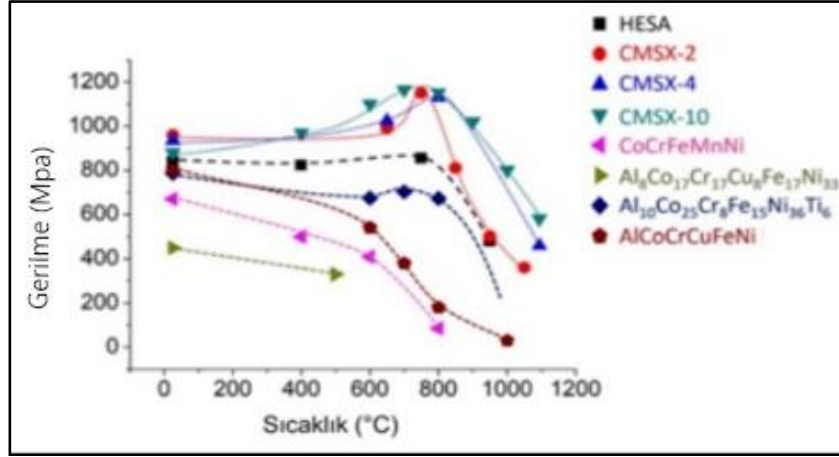
- Haynes 188
- L-605
- MAR-M918
- MP35N
- MP159
- Stellite 6B
- Elgiloy

## **2.2. SÜPER ALAŞIMLARIN ÖZELLİKLERİ**

Yüksek sıcaklık uygulamalarında geniş ölçekte yararlanılan süper alaşımlarının özelliklerinin bilinmesi çok önemlidir. Bu sebeple çalışmanın bu bölümünde süper alaşımların fiziksel özellikleri kapsamında mekanik karakteristiklerine değinilmiştir. İlave olarak süper alaşımların kimyasal özellikleri alt bölümlerde ele alınmıştır.

### **2.2.1. Süper Alaşımların Mekanik Özellikleri**

Kendi aralarında iki, üç, dört, beş ve altıncı nesil olmak üzere çeşitlere ayrılan süper alaşımlardan bazılarının mekanik özellikleri Şekil 2.3'te grafik olarak verilmiştir.



Şekil 2.3. Farklı nesil süper alaşımların ve bazı yüksek entropili alaşımların yüksek sıcaklıkta mekanik özellikleri [29].

### 2.2.2. Süper Alaşımların Kimyasal Özellikleri

Kendi aralarında iki, üç, dört, beş ve altıncı nesil olmak üzere çeşitlere ayrılan süper alaşımların Çizelge 2.1’de kimyasal bileşimleri verilmiştir.

Çizelge 2.1. Farklı nesil süper alaşımların kimyasal bileşimleri [30].

	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	V	Nb	Hf	Re	Ru
1. Nesil												
AM1	8	6	2	6	5.2	1.2	9	-	-	-	-	-
AM3	8	6	2	5	6	2	4	-	-	-	-	-
AF56	12	8	2	4	3.4	4.2	5	-	-	-	-	-
CMSX-2	8	5	0.6	8	5.6	1	6	-	-	-	-	-
CMSX-3	8	5	0.6	8	5.6	1	6	-	-	0.1	-	-
CMSX-6	10	5	3	-	4.8	4.7	2	-	-	0.1	-	-
PWA1480	10	5	-	4	5	1.5	12	-	-	-	-	-
Rene' N4	9	8	2	6	3.7	4.2	4	-	0.5	-	-	-
RR2000	10	15	3	-	5.5	4	-	1	-	-	-	-
SRR99	8	5	-	10	5.5	2.2	3	-	-	-	-	-
2. Nesil												
CMSX-4	7	9	0.6	6	5.6	1	7	-	-	0.1	3	-
PWA1484	5	10	2	6	5.6	-	9	-	-	0.1	3	-
Rene' N5	7	8	2	5	6.2	-	7	-	-	0.2	3	-
SC180	5	10	2	5	5.2	1	9	-	-	0.1	3	-
3. Nesil												
CMSX-10	2	3	0.4	5	5.7	0.2	8	-	-	0.03	6	-
Rene' N6	4.2	12.5	1.4	6	5.75	-	7.2	-	0.1	0.15	5.4	-
TMS-75	3	12	2	6	6	-	6	-	-	0.1	5	-
TMS-113	2.9	11.9	2	6	6.6	-	6	-	-	0.1	6	-
TMS-121	3	6	3	6	6	-	6	-	-	0.1	5	-
4. Nesil												
MC-NG	4	-	1	5	6	0.5	5	-	-	0.1	4	4
PWA1497	2	16.5	2	6	5.6	-	8.3	-	-	0.15	6	3
TMS-138	3.2	5.8	2.9	5.9	5.8	-	5.6	-	-	0.1	5	2
TMS-138+	3.2	5.8	2.9	5.6	5.7	-	5.6	-	-	0.1	5.8	3.6
5. Nesil												
TMS-162	3	5.8	3.9	5.8	5.8	-	5.6	-	-	0.1	4.9	6
TMS-173	3	5.6	2.8	5.6	5.6	-	5.6	-	-	0.1	6.9	5
TMS-196	4.6	5.6	2.4	5	5.6	-	5.6	-	-	0.1	6.4	5
6. Nesil												
TMS-238	4.6	6.5	1.1	4	5.9	-	7.6	-	-	0.1	6.4	5

### 2.2.3. Süper Alaşımların Yapılarında Oluşan Bileşenler

Süper alaşımların üretim süreçlerine, mukavemetlendirme mekanizmalarına ve termo-mekanik işlem süreçlerine göre iç yapılarında gözlemlenen başlıca bileşikler Çay [28] tarafından yapılan çalışmada belirtilen literatürdeki en detaylı inceleme Bradley [31] tarafından yapılmıştır ve Çizelge 2.2’de paylaşılmıştır.

Çizelge 2.2. Süper alaşımların yapılarında gözlemlenen başlıca bileşikler [28].

Faz	Kristal yapı	Formül	Açıklamalar
$\gamma'$	YMK	$Ni_3Al$ $Ni_3(Al, Ti)$	Birçok nikel ve nikel-demir esaslı süper alaşım içinde belli başlı mukavemetlendirme fazıdır. Östenit matris içindeki kristal kafesleri küçüktür. Küreselden kübiğe değişik şekillerde, sıcaklık ve zamanın etkisiyle de değişik boyutlardadır.
$\eta$	HSP	$Ni_3Ti$	Demir-kobalt ve nikel esaslı süper alaşımlarda yüksek titanyum/ alüminyum oranlarına uzun süre maruz kalmasından sonra bulunur.
$\gamma''$	BCT	$Ni_3Nb$	Inconel 718 içinde ana mukavemetlendirme fazıdır; kararlı bir fazdır.
$Ni_3Nb(\delta)$	Ortorombik	$Ni_3Nb$	Aşırı yaşlanan Inconel 718 içinde gözlemlenir; 815 °C ve 980 °C arasında şekillendiğinde iğnemsî bir görüntüye sahiptir. Yüksek yaşlanma sıcaklıklarında tane içi çöktürücüler tarafından ve düşük yaşlanma sıcaklıklarında gözenekli reaksiyonlar tarafından şekillenir.
MC	Kübik	TiC, NbC, HfC	Titanyum karbür nitrojen, zirkonyum ve molibden için çözünebilirliğe sahiptir; bileşimi farklıdır. Küresel olarak görülür, “M” elementleri Ti, Ta, Hf, Nb, Th ve Zr olabilir.
$M_{23}C_6$	YMK	$Cr_{23}C_6$ $(Cr, Fe, W, Mo)_{23}C_6$	Çökelme şekli önemli olup; film, küresel, levha, lamelli ve hücreli olarak çökebilir; genellikle tane sınırlarında şekillenir, “M” elementi genellikle Cr, ancak Ni-Co, Fe, Mo ve W de yerine geçebilir.
$M_6C$	YMK	$Fe_3Mo_3C, Fe_3W_3C, Fe_4W_2C,$ $Fe_3Nb_3C, Fe_3Nb_3C, Ta_3Co_3C$	Gelişigüzel dağılan karbürlerdir. Pembemsi görünebilir; “M” elementi genellikle Mo, W dir.
$M_7C_3$	Hegzagonal	$Cr_7C_3$	Genellikle taneler arası bir blok şeklinde görülür; 1000 °C sıcaklığın üstünde bir sıcaklığa maruz kaldıktan sonra Nimonic 80A gibi alaşımlarda ve bazı kobalt esaslı alaşımlarda görülür.
$M_3M_2$	Tetragonal	$Ta_3B_2, V_3B_2, Nb_3B_2,$ $(Mo, Ti, Cr, Ni, Fe)_3B_2,$ $Mo_2FeB_2$	Yaklaşık %0,03 veya daha fazla B’lu, Fe-Ni, ve nikel esaslı alaşımlarda gözlemlenir; boritler karbürler benzer, “M” elementleri Mo, Ta, Nb, Ni, Fe ve V olabilir.
MN	Kübik	TiN, (Ti,Nb,Zr)N, (Ti,Nb,Zr)(C,N), ZrN, NbN	Nitritler, Ti, Nb ve Zr içeren alaşımlarda görülür. Bunlar ergime sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda erimezler. Parlatıldıklarında kolayca tanımlar. Dikdörtgen şekilli alana sahipler ve sarı renkten turuncuya kadar çeşitli renkleri mevcuttur.
$\mu$	Rombohedral	$Co_7W_6,$ $(Fe,Co)_7(Mo,W)_6$	Genellikle yüksek oranda Molibden ve Tungsten içeren alaşımlarda görülür. Kaba, düzensiz Widmansttatent plakalar şeklindedir ve yüksek sıcaklıklarda şekillenirler.
Laves	Hegzagonal	$Fe_2Nb, Fe_2Ti, Fe_2Mo, Co_2Ta,$ $Co_2Ti$	Fe ve Co esaslı süper alaşımlar içinde çok yaygındır. Genellikle şekillenen düzensiz küreler olarak görülüp ve yüksek sıcaklıklarda plakalar halindedir.
$\sigma$	Tetragonal	$FeCr, FeCrMo,$ $CrFeMoNi, CrCo, CrNiMo$	En çok Fe ve Co esaslı süper alaşımlar içinde, bir miktar da Ni esaslı süper alaşımlarda görülür. Şekilleri düzensiz kürelerdir. 540-980°C arasındaki sıcaklıklarda uzun süre bekletildikten sonra şekillenirler.

Genel olarak süper alaşımların yapısında  $\gamma'$ ,  $\eta$ ,  $\gamma''$ ,  $\delta$ , MC,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_3M_2$ , MN,  $\mu$ , laves ve  $\sigma$  fazlarının çökeldiği bildirilmektedir [32]. Ancak; kobalt bazlı süper alaşımlarda alaşımların kimyasal bileşimine ve katılma durumuna bağlı olarak MC,  $M_{23}C_6$  ve  $M_7C_3$  tipi karbürler oluştuğu rapor edilmektedir [33,34]. Genel olarak,  $M_7C_3$  ve  $M_{23}C_6$  tipi karbürler, alaşımların katılmasının son aşamasında  $\gamma$ -matrisli ötektik yapı olarak oluşur [33,35–38]. Berthod ve ark. [39], birincil MC tipi karbürün iki tür çökelmeye sahip olabileceğini iddia etmektedir. Bunlardan ilki, alaşımların katılmasının erken aşamasında kaba poligonal parçacık morfolojisini oluşturmak için ortaya çıkan ötektik öncesi MC tipi karbürdür. İkincisi, ötektik MC tipi karbür, alaşımların katılmasının sonuna yakın meydana gelmektedir. Ueki ve ark. [40]  $M_{23}C_6$  ötektik karbürlerin kobalt esaslı süper alaşımlarda 1300 °C'de çözüldüğünü iddia etmektedir. Bu ötektik karbürlerin çözüldüğü sıcaklık, alaşımların ergime sıcaklığından daha düşüktür. Kobalt esaslı süper alaşımların çalışma sıcaklığının çözünme sıcaklığından daha düşük, ancak buna yakın olduğu iyi bilinmektedir [41]. Ötektik karbürlerin çözünmesi, alaşımların ergime sıcaklığının altında meydana gelebilir. Bu da kobalt esaslı süper alaşımların kullanılma sıcaklığının düşmesine neden olmaktadır.

Yüzey merkez kübik kafes yapılı  $M_{23}C_6$  tipi karbür,  $Cr_{23}C_6$  kimyasal bileşiminde (Cr, Fe, W, Mo) $_{23}C_6$  formunda meydana gelebilir. Bu karbürün çökme şekli önemlidir. Film, küresel, levha, lamelli ve hüresel olarak çökebilir. Genellikle tane sınırlarında şekillenir. “M” elementi genellikle Cr, ancak Ni-Co, Fe, Mo ve W da yerine geçebildiği raporlanmaktadır [28].

Yapıda meydana gelebilecek bu oluşumlardan; HSP kafes yapılı  $M_7C_3$  fazı ise  $Cr_7C_3$  bileşiminde meydana gelir. Genellikle taneler arası bir blok şeklinde görülür. 1000 °C üstünde bir sıcaklığa maruz kaldıktan sonra Nimonic 80A gibi alaşımlarda ve bazı kobalt esaslı alaşımlarda görülür [28].

Yapıda meydana gelebilecek oluşumlardan bir diğeri ise  $M_6C$  fazıdır. Bu fazda YMK kristal kafes sistemine sahiptir. Alaşımların yapısında ihtiva ettiği elementlere bağlı olarak  $Fe_3Mo_3C$ ,  $Fe_3W_3C$ ,  $Fe_4W_2C$ ,  $Fe_3Nb_3C$ ,  $Fe_3Nb_3C$ , kimyasal bileşim formunda oluşabildikleri rapor edilmektedir. Bunlar gelişmiş güzel dağılan karbürlerdir. Pembemsi görünebilir; “M” elementi genellikle Mo, W dir [28].

MC tipi karbür yapıda küresel olarak görülür. “M” elementleri Ti, Ta, Hf, Nb, Th ve Zr olabilir [28].

Yapıda meydana gelebilecek oluşumlardan birisi de HSP kafes yapılı laves fazıdır. Alaşımın ihtiva ettiği elementlere bağlı olarak  $Fe_2Nb$ ,  $Fe_2Ti$ ,  $Fe_2Mo$ ,  $Co_2Ta$ ,  $Co_2Ti$  formunda oluşabilirler. Laves fazı Co ve Fe esaslı süper alaşımlar içinde çok yaygındır. Genellikle şekillenen düzensiz küreler olarak görülmekte ve yüksek sıcaklıklarda plakalar halinde bulunduğu belirtilmektedir [28].

Yukarıda belirtilen oluşumlardan diğeri ise tetragonal kafes yapılı  $\sigma$  fazıdır.  $\sigma$  fazı alaşımın içerdiği elementlere bağlı olarak  $FeCr$ ,  $FeCrMo$ ,  $CrFeMoNi$ ,  $CrCo$ ,  $CrNiMo$  intermetalik formunda oluşabilirler. En çok Fe ve Co esaslı süper alaşımlar içinde, bir miktar da Ni esaslı süper alaşımlarda görüldüğü belirtilmektedir. Şekilleri düzensiz küre formundadır. 540-980°C arasındaki sıcaklıklarda uzun süre bekletildikten sonra şekillenirler [28].

$\mu$  fazı rombohedral kafes yapılıdır.  $Co_7W_6$ ,  $(FeCo)_7(Mo,W)_6$  kimyasal bileşiminde genelde yüksek oranda molibden ve tungsten içeren süper alaşımlarda görülür. Kaba düzensiz widmanstatten plakalar şeklinde görülür ve yüksek sıcaklıklarda şekillenirler [28].

### **2.3. KOBALT ESASLI HAYNES 188 SÜPER ALAŞIMIN ÖZELLİKLERİ**

Çalışmada kobalt esaslı süper alaşım ailesinin önemli bir üyesi olan ve yüksek çalışma sıcaklığına dayanımın ve oksidasyon direncinin arandığı uygulamalar için tercih edilen Haynes 188 süper alaşımın kimyasal ve mekanik özellikleri alt bölümlerde ele alınmıştır.

#### **2.3.1. Kimyasal Özellikleri**

Kobalt esaslı süper alaşım ailesinin bir üyesi olan Haynes 188 (AMS 5608) isimli süper alaşımın kimyasal bileşimi aşağıda Çizelge 2.3’te verilmiştir.

Haynes 188 alaşımının muhteviyatında yaklaşık, % ağırlık olarak 22 nikel, 22 krom, 14 tungsten, 1,25 mangan, maksimum 3'e kadar demirin yanı sıra 39 ve üzerinde ağırlıklı olarak kobalt bulunur. Ayrıca bileşimlerinde az miktarda 0,1 karbon, 0,03 kadar lantan ve maksimum 0,015 kadar bor ihtiva ederler.

Çizelge 2.3. Haynes 188 süper alaşımın kimyasal bileşimi [42].

Element	Kimyasal bileşim (% ağırlık)
Kobalt	39-kalan
Nikel	22
Krom	22
Tungsten	14
Demir	3 maksimum
Mangan	1,25
Silisyum	0,35
Karbon	0,1
Lantan	0,03
Bor	0,015 maksimum

### 2.3.2. Kobalt Esaslı Haynes 188 Süper Alaşımın Mekanik Özellikleri

Kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşımın mekanik özellikleri aşağıda sunulmuştur. Haynes 188 alaşımın sıcak ve soğuk haddeleme işlemine müteakip uygulanan tavlama işlemi sonrası yapılan çekme testi sonuçları sırasıyla Çizelge 2.4 ve 2.5'te verilmiştir. Alaşımın 650 °C'ye kadar olan sıcaklıkta çekme dayanımının yaklaşık %15'ini kaybettiği belirtilmektedir.

Kobalt esaslı Haynes 188 alaşımı mükemmel yüksek sıcaklık dayanımına sahip bir malzemedir. Bu alaşım oda sıcaklığında iyi derecede talaşlı işlenebilirliğe ve kaynak edilebilirliğe sahip katı eriyik sertleşmesi ile mukavemet kazandırılan bir malzemedir. Özellikle 650 °C veya daha yüksek sıcaklıklarda çok uzun süreli uygulamalar için başarıyla görevlerini yerine getirirler.

Çizelge 2.4. Haynes 188 süper alaşımın sıcak haddelenmiş ve tavllanmış çekme testi sonuçları [42].

Test Sıcaklığı ( °C)	0,2 Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)
25	483	991	50,6
538	315	832	60,3
649	311	838	62,8
760	301	580	85,6
871	256	341	97,9
982	132	188	102,6
1093	66	96	87,1

Çizelge 2.5. Haynes 188 süper alaşımın soğuk haddelenmiş ve tavllanmış çekme testi sonuçları [42].

Test Sıcaklığı ( °C)	0,2 Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)
25	483	982	50,9
538	309	809	58,8
649	309	821	58,6
760	302	563	81,8
871	261	324	103,9
982	125	175	81
1093	59	85	49,7

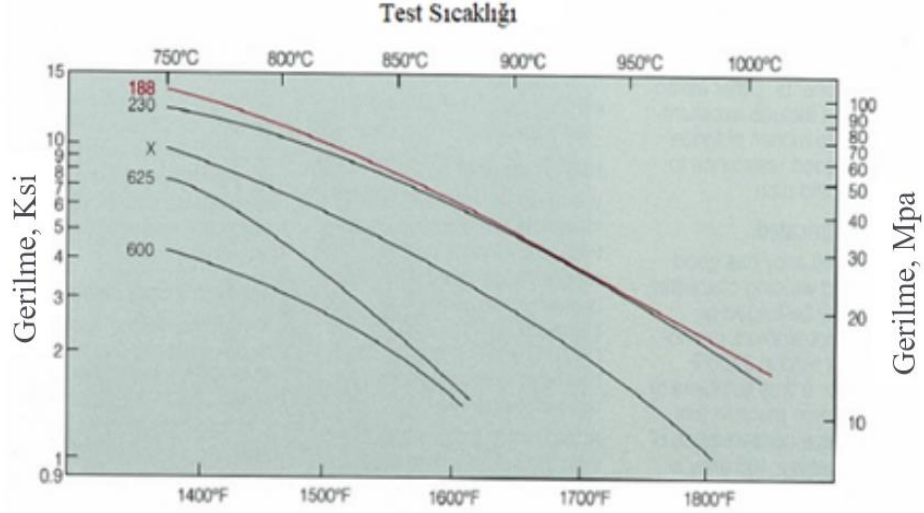
Kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşımın çentik darbe dayanımı ise Çizelge 2.6'te verilmiştir.

Çizelge 2.6. Haynes 188 süper alaşımın farklı sıcaklıklardaki çentik darbe dayanım testi sonuçları [42].

Test Sıcaklığı ( °C)	Charpy V-Çentikli Darbe Dayanımı (J)
-185	158
-100	178
20	194
540	159
705	145

Nikel esaslı katı eriyik sertleşmesi ile mukavemet kazandırılmış alaşımlardan ve basit nikel-krom veya demir-nikel-krom ısıya dirençli alaşımlardan çok daha yüksek

çalışma sıcaklıklarına dayanıklıdırlar [42]. Şekil 2.4'te bazı süper alaşım malzemelerin 1000 saatte %1 sürünme gerçekleştirmesi için gerilme-sıcaklık grafiği gösterilmiştir.



Şekil 2.4. Bazı süper alaşımların 1000 saatte %1 sürünme gerçekleştirmesi için gerilme-sıcaklık grafiği [42].

## 2.4. SÜPER ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ VE KULLANIM ALANLARI

Süper alaşımların üretim yöntemleri ve kullanım alanları aşağıdaki bölümlerde ayrı ayrı ele alınmıştır.

### 2.4.1. Döküm Yöntemi ile Üretilen Süper Alaşımlar

Yüksek çalışma sıcaklık kullanımlarında döküm yoluyla elde edilen süper alaşımlar, dövme yoluyla elde edilen alaşımlara oranla daha dayanıklıdırlar. Döküm yoluyla elde edilen süper alaşımlarda, dökümün bileşimi yüksek sıcaklık mukavemeti için etkili bir şekilde ayarlanabilmektedir. Daha yüksek sıcaklıklarda çalışmada, mukavemet gösterecek bir alaşım için; nikel esaslı süper alaşımlarda  $\gamma'$  fazı mukavemetlendirilmesi yapılır. Bu süper alaşımlara az miktarda hafniyum elementi ilavesiyle (%1-1,5) yüksek mukavemetli nikel süper alaşımlarının orta seviyeli sıcaklıklarda işlenebilirliği arttırılır. Birçok uçağın gaz türbin motorlarında, yüksek gerinim ve sıcaklığa maruz kalan türbin kanatçığında  $\gamma'$  fazı ile



mukavemetlendirilmiş nikel esaslı süper alaşımlardan yararlanıldığı rapor edilmektedir [43].

Döküm işlemlerindeki gelişmelere paralel malzemelerin yüksek sıcaklıklardaki özellikleri de iyileşmiştir. Doğrusal boyutlu katılaştırma işlemi ile kontrollü tane büyümesi sağlanmış ve böylece bütün kristalleri boyuna doğrultuda şekillendirilmiştir. Bunun sonucunda da malzemelerin yüksek sıcaklıklardaki mukavemetleri ve termal yorulma dirençlerinin iyileştirildiğine işaret edilmektedir [28].

#### **2.4.2. Dövme Yöntemi ile Üretilen Süper Alaşımlar**

Dövme süper alaşımlar, dökümlere göre daha ince taneli yapıya sahiptirler. Bu ince taneli yapı sıcak şekillendirme sırasında oluşmaktadır. Bu ürünler, oda sıcaklığından 540°C kadar olan orta dereceli sıcaklıklarda döküm yoluyla üretilen malzemelere kıyasla daha iyi mukavemet ve şekil alabilme özelliği gösterirler. Ayrıca bu ürünlerin yorulma dayanımları ve kırılma özellikleri döküm ürünlerden daha iyi olduğu belirtilmektedir. Bunun sebebi olarak sıcak şekillendirme sırasında yapısal hasarların ve boşlukların nispeten ortadan kalkması ve tane boyutlarının küçülmesi olarak verilmektedir. Bu nedenle düşük ve orta sıcaklıklarda çalışacak ya da dinamik kırılma dayanımı istenen uygulamalarda dövme süper alaşımlar tercih edilir [28].

#### **2.4.3. Toz Metalürjisi Yöntemi ile Üretilen Süper Alaşımlar**

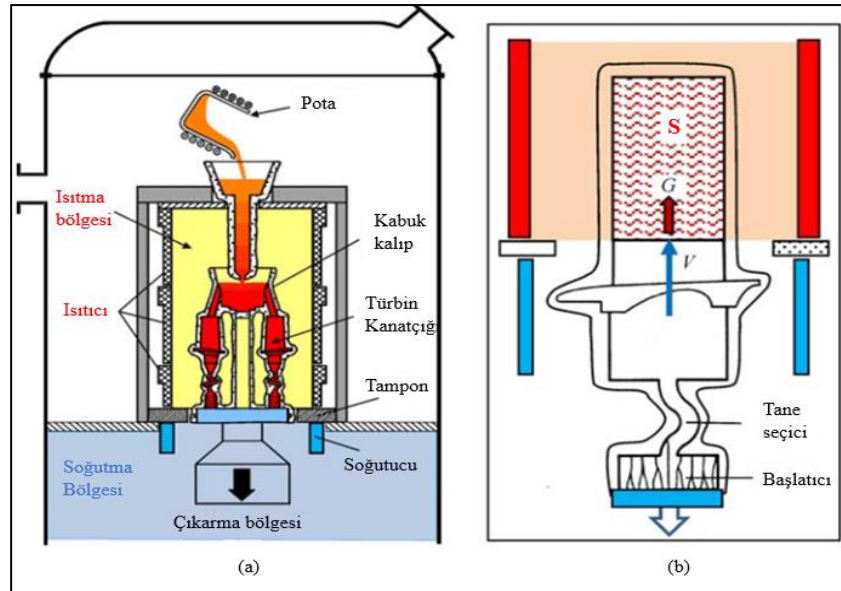
Kimyasal ve metalürjik olarak düzenli yapılar elde edildiğinden, uçak motor parçalarının üretiminde toz metalürjisi ile üretilen süper alaşımlar kullanılır. Toz metalürjisi ile yapılan uygulamaların avantajı, inert ortamda mükemmel yakın saflıkta ve boyutta ürünler elde edilmesinin yanı sıra süper alaşım tozlarına bir ön alaşımlama uygulanabilmesidir. Üretimde kullanılan sıcak izostatik presleme ve izotermal şekillendirme gibi uygun şekillendirme tekniklerinin geliştirilmesi, süper alaşım üretiminde bu yöntemin kullanımını arttırmıştır. Yüksek mukavemetli nikel esaslı süper alaşımlardaki yüksek makro-segregasyon oranı toz metalürjisi ile üretimde ortadan kalkmaktadır. Bu yöntemle üretilen malzemeler küçük boyutlu

tozların birleşerek bir araya gelmesiyle oluştuğundan, en büyük segragasyon mesafesi bu toz parçacıklarının boyutuyla sınırlı kaldığı rapor edilmektedir [28]. Hızlı katılaştırma yöntemiyle süper alaşım tozlarının üretimi de üzerinde çalışılan bir konudur. Bu yöntemle, yeni alaşımlar ve mikroyapılar oldukça homojen bir şekilde elde edilmekte, ayrıca küçük küresel toz partiküllerle daha ince yapılar oluşturulduğuna dikkat çekilmektedir [28].

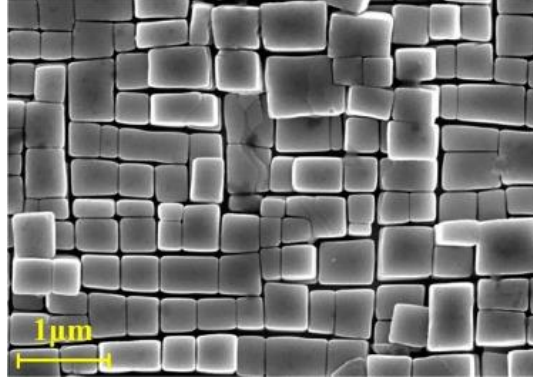
#### 2.4.4. Süper Alaşımların Üretiminde Yeni Yaklaşımlar

Günümüz malzeme teknolojisi süper alaşımları oluşturan elementlerin ergime sıcaklıklarına yakın bir sıcaklıkta kullanılabilir duruma getirmiştir. Fakat şu anda, gelinen bu noktayı daha da ileriye götürecek metotlar üzerinde çalışılmaktadır.

Şekil 2.5'te üretim metodu gösterilen, tane sınırı olmayan, tek kristal yapıya bileşenler günümüzde üzerinde çalışılan konulara örnek olarak verilebilir. Şekil 2.6'da ise tek kristalli nikel esaslı bir süper alaşımın mikroyapısı gösterilmiştir.

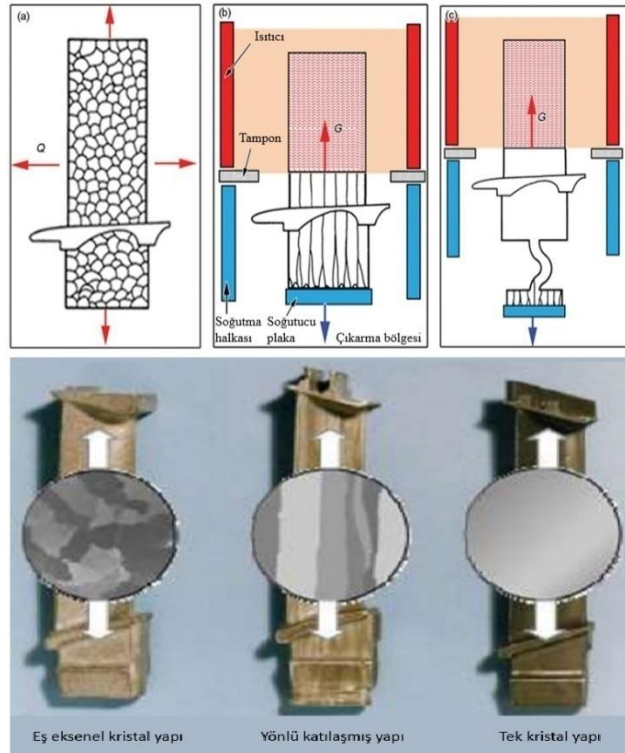


Şekil 2.5. Tek kristalli süper alaşım üretim yönteminin şematik gösterimi a) Bridgman fırını b) Tane seçimi yöntemi ile SC katılaşması [44].



Şekil 2.6. Tek kristalli bir nikel esaslı süper alaşımların mikroyapısı [45].

Türbin kanatçıklarının süper alaşımlardan üretimlerinde görülen, üç tip tane yapısının katılma biçimi Şekil 2.7’de gösterilmiştir.



Şekil 2.7. Süper alaşımdan üretilen türbin kanatçıklarında görülen üç tip tane oluşum prensibi a) eş eksenel kristalli, b) yönlü katılmış kristal, c) tek kristal tanelerin katılma görüntüleri [46].

Tek ve çok kristalli süper alaşımların yanı sıra; yönlü olarak katılaştırılan ötektikler, yumuşak matris içerisinde wickers veya fiberlerin homojen bir şekilde dağıtılmalarıyla elde edilen kompozitler, yüksek mukavemet ve kararlılıklarının yanı

sıra yüksek sıcaklık çalışma şartlarına uygun malzemeler olarak ortaya çıkmaktadırlar. Toz metalürjisi ile üretilen süper alaşımlarda ise, termo-mekanik işlemlerle malzemelerin orta sıcaklıklarda kullanım mukavemetleri etkili bir şekilde arttırılmıştır. Ayrıca oksit dağılımlı yapılar elde edilerek, malzemelerin yüksek sıcaklık mukavemetleri de iyileştirilmiştir.

## **2.5. SÜPER ALAŞIMLARIN BİRLEŞTİRİLMESİNDE YARARLANILAN KAYNAK YÖNTEMLERİ**

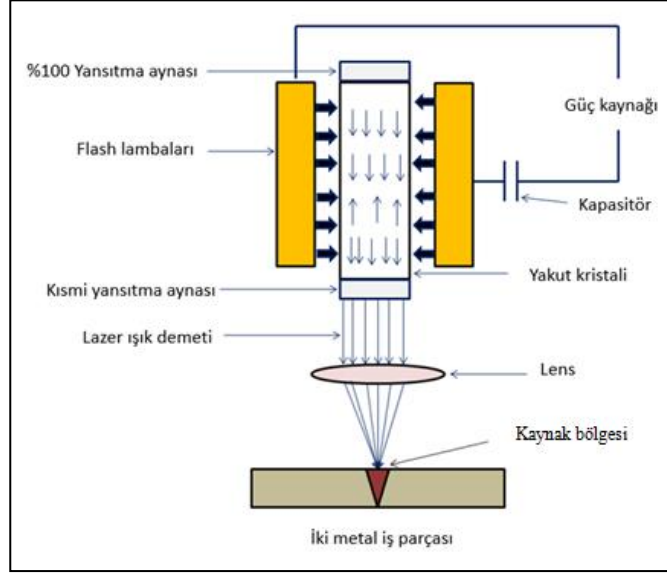
Süper alaşımların kaynaklı birleştirmelerinde ergitmeli ve ergitmesiz (katı hal) kaynak yöntemlerinden faydalanılmaktadır. Bu tez çalışmasında ergitmeli kaynak yöntemlerinden bazıları ile ilgili bilgi paylaşılacaktır.

### **2.5.1. Lazer Kaynağı**

Lazer kaynak metodunda yararlanılan ışın demeti; radyasyondaki yayılmanın uyarılması suretiyle oluşturulmaktadır. Malzemenin yapısını oluşturan atomların en son yörüngelerindeki elektronları dışarıdan enerji verilerek bir üst yörüngeye çıkması sağlanır. Verilen enerji kesildiği zaman, elektron, tekrar kararlı konumuna geçerek bir alt yörüngeye düşer. Bu sırada kazanmış olduğu enerjisi foton şeklinde ortama yayar. Yayılan bu enerji lazer kaynağının iki tarafında bulunan yansıtıcı aynalar vasıtası ile kendi ortamında döndürülür. Bu işlem elektronların tekrar uyarılması ile devam eder. Böylece aynı fazda şiddeti çok artarak uyarılmış ve o atomun frekans karakteristiklerini taşıyan güçlü bir ışınım (foton demeti) elde edilir. Fotonların atomlara ulaşarak foton yayılımını sağladıkları bu yöntemle elde edilen ışık “lazer ışını” olarak adlandırılır. Şekil 2.8’de lazer ışınının elde edilişi ve kaynak işlemi şematik olarak gösterilmiştir.

Lazer kaynağı, imalat işlemlerinde yaygın olarak kullanılan geleneksel direnç kaynağı, toz altı ark kaynağı ve elektron ışın kaynağı gibi ergitmeli kaynak işlemlerinin yerine kullanılabilir. Lazerin çok yönlülüğü, ulaşılması zor noktalara enerji desteği, çıkış enerjisinin geniş bir seride değişimi, bilgisayar kontrolü altında

parçaya minimum ısı girdisi sağlamaları onları birçok imalat işlemi için ideal kılmıştır.



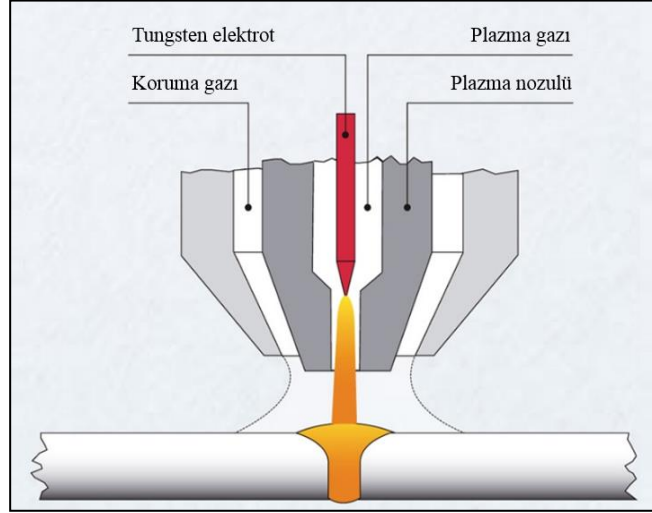
Şekil 2.8. Lazer kaynak yönteminin şematik gösterimi [47].

Lazer kaynak sistemleri, makine imalatı başta olmak üzere otomotiv endüstrisi, elektronik, elektroteknik ve tıp alanlarında yaygın bir şekilde kullanılır.

Lazer kaynağı yüksek kaynak ilerleme hızı, düşük distorsiyon, derin nüfuziyet ve düşük toplam ısı girdisi özellikleri nedeniyle diğer klasik kaynak yöntemlerine göre daha üstün olup, birçok endüstri alanında kullanılmaktadır. Ayrıca, lazer ışınının hassas olarak odaklanması ve kaynak bölgesine belirli bir açıyla yönlendirilmesi kaynak dikişinin diğer ergitmeli ark kaynaklarına göre çok dar oluşmasını sağlar [48].

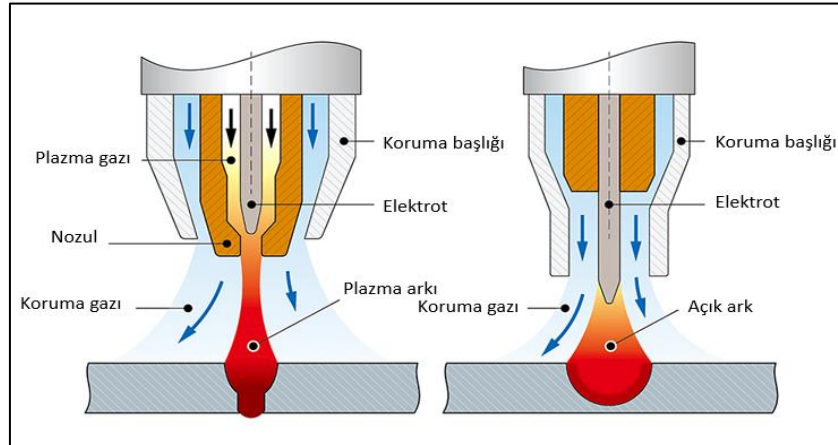
### 2.5.2. Plazma Ark Kaynağı

Plazma ark kaynağı, çok yüksek bir sıcaklığa ısıtılarak iyonize olmuş ve elektrik iletkenliği kazanmış plazma gazı sayesinde, elektrik arkının tungsten elektrotun ucundan parçaya transfer edildiği ve böylece, arkın oluşturulduğu bir koruyucu ark kaynak yöntemidir. Arkın meydana getirdiği ısı, malzemeyi eritmektedir. Şekil 2.9'da plazma ark kaynak yöntemi şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.9. Plazma ark kaynak yönteminin şematik gösterimi [49].

Şekil 2.10'da plazma ark kaynak yöntemiyle TIG kaynak yöntemi şematik olarak gösterilmiştir. Şekil 2.10'dan görüldüğü gibi plazma ark kaynağı TIG kaynağına benzer. Ark, kendisi erimeyen tungsten elektrot ile iş parçası arasında oluşur. TIG yönteminden farklı olarak, küçük delikli bir iç nozuldan daraltılmış olarak çıkan plazma arkının hızı ve enerji yoğunluğu yüksektir. Plazma arkının sıcaklığı 20.000-40.000 °C arasındadır. Bu yöntemle genellikle 3-10 mm kalınlıkta malzemeler kaynatılır.



Şekil 2.10. Plazma ark ve TIG kaynak yöntemlerinin şematik gösterimi [50].

Plazma ark kaynağı yönteminde kısa arklı bir plazma üflecinde sıkıştırılmış enerji yoğunluğuyla plazma jeti elde edilir. Plazma üflecinde çift gaz bulunmaktadır.

Bunlardan tungsten elektrot çevresinden verilen gaz plazma gazı adını alır. Bu gaz bakır memeyi korur. Aynı zamanda iyonize olarak plazmanın iletkenliğini ve kararlılığını sağlar. Plazma gazı olarak asal gaz, genellikle argon kullanılır. İkinci gaz koruma gazıdır. Plazma torcunda daha dıştan iş parçası ile üfleç arasına plazmayı çepeçevre saracak şekilde yönlendirilir. Bu koruma gazının görevi ise; plazmayı dıştan termik olarak sıkıştırarak enerji yoğunluğunu arttırmak ve gerek plazma gerekse kaynak yerini atmosferden korumaktır. Plazma kaynak işlemi üç farklı biçimde yapılabilmektedir. Bunlar; makro plazma, mikro plazma ve anahtar deliği (keyhole) plazma yöntemleridir.

Plazma ark kaynak yöntemi; havacılık, uzay, nükleer, elektronik ve gemi yapım endüstrileri gibi birçok üretim endüstrisinde kullanılmakta olan bir kaynak yöntemidir. 1978 yılında NASA, bu yöntemi uzay mekiği ve uzay istasyonu bileşenlerinin kaynağında kullanarak yöntemin ticari uygulamalarının artışında önemli bir rol oynamıştır. TIG yöntemi ile kaynak edilebilen tüm metal ve alaşımların plazma ark kaynak yöntemiyle de güvenilir bir biçimde kaynak edilebileceğini tespit etmişlerdir. Günümüzde; plazma ark kaynağı ile karbonlu ve az alaşımlı çelikler, paslanmaz çelikler, alüminyum ve alaşımları, bakır ve bakır alaşımları, nikel ve nikel alaşımları ve bazı tür reaktif metallerin kaynağı her pozisyonda başarı ile yapılabilmektedir [51].

### **2.5.3. TIG Kaynak Yöntemi**

Gaz tungsten ark kaynak yöntemi (GTAW) olarak da bilinen tungsten inert gaz (TIG) kaynağı, kaynak işlemi için ergimeyen tungsten elektrot kullanılan ark kaynak işlemidir. Kaynak bölgesi ve elektrot, inert bir koruyucu gaz (argon veya helyum) ile oksidasyon veya diğer atmosferik kirlenmeden korunur. TIG kaynağı daha çok paslanmaz çelik ve alüminyum, magnezyum ve bakır alaşımları gibi ince kesitli demir dışı metalleri birleştirmek için kullanılır. TIG yöntemiyle, genellikle diğer kaynak yöntemleriyle oluşturulan kaynaklı birleştirmelere göre daha üstün özellikte bağlantılar elde edilir.

TIG kaynağında ark, tungsten elektrot ile iş parçası arasında oluşur. Kaynak akım üreticinin bir kutbu tungsten elektroda diğeri iş parçasına bağlanarak elektrik devresi oluşturulmaktadır. Kaynak işlemi esnasında tungsten elektrotun yüksek sıcaklıklara çıkması ile arkın devamı için gerekli olan elektron emisyonu sağlanmaktadır. Koruyucu gaz olarak argon, helyum veya bunların karışımı kullanılabilir. TIG kaynağında en yaygın koruyucu gaz olarak argon kullanılır. TIG kaynağında elektrotun sağlıklı bir şekilde korunabilmesi için koruyucu gazın saflık derecesi önemlidir ve en az %99,95 olmalıdır [52].

TIG kaynağı aynı zamanda karmaşık şekilli parçaların üretiminde de sıklıkla kullanılmaktadır. Havacılık uygulamalarında özellikle nikel ve kobalt esaslı süper alaşımların birleştirilmesinde tercih edilen yöntemlerden birisidir. TIG kaynak yöntemi kanatlar, kontrol kolları, türbin kanatçıkları, gaz türbin motorlarının egzoz parçaları ve hava aktarma kanalları gibi çeşitli otomobil ve havacılık bileşenlerini birleştirmek için yaygın olarak kullanılır [6]. Özellikle farklı cins malzemelerin birleştirilmesinde sıklıkla TIG kaynak yöntemi tercih edilmektedir. Diğer kaynak yöntemlerine göre havacılık bileşenlerinin tamir kaynağında tercih edilen yöntemlerden birisidir. Kaynak parametreleri, kaynağın kalitesini, verimliliğini ve maliyetini etkileyen en önemli faktörlerdir. Süper alaşımların TIG kaynağı ile birleştirilebilirliği üzerinde kaynak parametreleri, kaynak öncesi ve sonrasındaki ısıl işlemler, kaynak ilave metalleri ve mikroyapı değişimleri konularında yoğun olarak çalışmalar yürütülmektedir [6,16,53–55].

### **2.5.3.1. Force TIG Kaynak Yöntemi**

Geleneksel TIG kaynak makinelerinin düşük enerji kapasiteleri nedeniyle en fazla 5 mm kalınlığındaki malzemeleri kaynatabilmektedirler [56]. Son yıllarda kalın kesitli malzemelerin TIG kaynak yöntemiyle birleştirilebilme ihtiyacını giderebilmek amacıyla daha yüksek enerji yoğunluklu bir kaynak makinesine ihtiyaç duyulmaktadır. Bu amaçla EWM firması tarafından Force TIG kaynak makinesi geliştirilmiştir. Bu makine 1000 A akım şiddetine kadar kaynak akımı üretebilmektedir. Kaynak makinesinde 3-12 mm çapa kadar ergimeyen tungsten elektrot su soğutmalı torç sistemiyle birlikte kullanılmaktadır [57]. Force TIG kaynak



makinesi sıcak tel sürme ünitesine de sahiptir. Sıcak ilave metal kullanılması sayesinde kaynak ilerleme hızının 2 ile 5 kata kadar artmakta ve üretim zamanı düşmektedir [58–60]. Ayrıca kalın kesitli parçalarda depozit metal biriktirme oranı artmaktadır. Force TIG kaynak makinesinde torç gazının haricinde entegre edildiği donanımla kaynak kökünü de ortamın zararlı gazlarından koruyacak bir koruma gazı tertibatına sahiptir. Bu sayede kaynak bölgesi kaynak dışının üstünden ve aynı zamanda altından koruma altına alınmaktadır.

## **2.6. SÜPER ALAŞIMLARIN ve HAYNES 188 SÜPER ALAŞIMININ KAYNAK EDİLEBİLİRLİĞİ İLE İLGİLİ YAPILAN ÇALIŞMALAR**

Süper alaşımlar çok yüksek ve çok düşük sıcaklıklara karşı gösterdiği dayanımdan dolayı roket motorlarında da oldukça fazla kullanılmaktadır [9]. Türbin motorlarındaki artan verim, performans ve düşük maliyet gibi itici güçler yüksek sıcaklıklarda iyi derecede mukavemet gösterebilme yeteneğine sahip olan süper alaşımların kullanımını arttırmaktadır [10]. Artan bu kullanımın paralelinde parça tasarımı ve üretimi esnasında kaynak işleminin rolü de artmakta, üretim mühendisleri ve akademisyenler süper alaşımların kaynaklanabilirliği hakkında süregelen çalışmalar yapmaktadırlar. Bu çalışmalar çoğunlukla parça üretimi ve sonrasında tamir amaçlı kaynak işleminin kullanımı ile elde edilen kaynağın karakterizasyonu ve performans ölçümlerine yöneliktir [11].

Yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılan alaşımlarının kaynağı genellikle zordur. Kaynaklı bağlantının ergime bölgesinde katılaşma çatlakları ve ısıdan etkilenen bölgede ise sıvılaşma çatlakları gibi problemler oluşmaktadır. Ergime bölgesindeki çatlaklara katılaşmanın son aşamasında katılaşan metalin termal ve mekanik gerilmelere karşı koyamaması neden olurken, ITAB’da oluşan sıvılaşma çatlakları ise tane sınırlarında oluşan sıvı filmin aynı gerilmeleri karşılayamaması nedeniyle oluştuğu belirtilmektedir [61].

Bu problemleri gidermenin bir yolu kaynak işleminde düşük ısı girdisi kullanmaktır. Diğer bir ifadeyle doğası gereği süper alaşımların birleştirilmesi için yüksek yoğunluklu kaynak yöntemine gereksinim vardır. Bu gereksinimleri karşılayan

kaynak yöntemleri ise lazer ve elektron ışın kaynaklarıdır. Dar bir bölgede etkili olan, yüksek enerji yoğunluğuna sahip ışınlarla yapılan bu kaynaklarda ısı girdisi düşük tutulur. Sınırlı bir geometriye sahip olan kaynak dikişi ergime bölgesinin hızlı katılma sonucunda farklı mikroyapılara sahip olacağı ve sonuç olarak farklı karakteristik özellikler sergileyeceği aşikârdır [62].

Havacılık motorlarındaki sabit bileşenler dövme, döküm veya kaynaklı birleştirme yöntemleriyle üretilebilmektedir [12]. Parça tasarımları, büyük döküm yapıların maliyeti ve taşıma zorlukları nedeniyle farklı parçaların birleştirilmesiyle yapılmaktadır. Bu nedenle bileşenlerin üretimleri genellikle talaşlı imalat, mekanik metalürji yöntemleriyle şekil verme ve birleştirme gibi farklı imalat usullerinin birlikte kullanımını gerektirmektedir. Havacılık ve uzay araçlarında kullanılan motorlar için en yaygın birleştirme yöntemleri; lazer ışın kaynağı (LBW), gaz tungsten ark kaynağı (GTAW), elektron ışın kaynağı (EBW) ve plazma ark kaynağı (PAW) gibi ergitmeli kaynak işlemleridir [63].

Günümüzün imalat endüstrisi, daha kısa sürede ve daha düşük yatırım maliyeti ile üretilen yüksek kaliteli kaynaklara ihtiyaç duymaktadır. Daha yoğun ısı kaynağı nedeniyle uçak ve otomotiv endüstrilerindeki kritik bileşenler için PAW, LBW ve EBW yöntemleri tercih edilmektedir. PAW işlemi ark kaynağı yönteminin gelişmiş bir çeşidi olarak ele alınabilir. Ayrıca daha ucuz ve kullanımı kolay olduğu için diyafram, körük vb. imalatı için küçük ve orta ölçekli endüstrilerde LBW yöntemine göre daha fazla uygulama alanı bulur. EBW ve LBW işlemleri, özellikle askeri uçaklarda ve hava taşıtlarında kullanılan titanyum alaşımlarının birleştirilmesi için daha fazla uygulama olanağı bulmaktadır. PAW roket, mekik ve çelik yapılarda kullanılan farklı malzemelerin birleştirilmesinde LBW ve EBW yöntemlerine göre daha fazla tercih edilmekte ve bu nedenle araştırmacıların daha fazla ilgisini çekmektedir [14].

Haynes 188 süper alaşımıyla ilgili olarak; özellikle korozyona karşı olan direnci ve yüksek sıcaklıktaki kısa çevrimli yorulma özelliklerinin belirlenmesine yönelik literatürde yapılan çalışmalarla karşılaşılmaktadır [10]. Ancak kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşımın kaynaklı birleştirme kabiliyetleri ilgili olarak üretici kataloğu ve

çeşitli bilimsel eserlerde rastlanılan iyi kaynak kabiliyeti göstermesi bilgisi haricinde çalışmalar sınırlıdır. Haynes 188 süper alaşımı hakkındaki araştırmalarda genelde korozif ortamlarda bu malzemenin gösterdiği özellikler araştırılmıştır. Literatürde kobalt esaslı süper alaşımların nikel ve demir esaslı süper alaşımlara göre ergitmeli bir kaynak yöntemi ile birleştirilebilirliği ilgili daha az çalışma mevcuttur. Bunun nedeninin kobalt esaslı süper alaşımların üretim maliyetinin daha yüksek olması ve nikel esaslı süper alaşımların havacılık ve uzay uygulamalarında daha çok tercih edilmesi düşünülmektedir.

Literatürde en geniş araştırmayı yapan Makino ve arkadaşları [17] Haynes 188 süper alaşımını LBW ve TIG kaynak yöntemleri kullanarak birleştirmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik özellik ve mikroyapı ilişkilerini karşılaştırmalı olarak incelemişlerdir. Yapılan değerlendirme sonrası lazer kaynaklı numunelerin daha yüksek dayanım gösterdiği rapor edilmiştir. Ayrıca kaynaklı numunelerin yüksek sıcaklık özelliklerini geliştirmek için çalışma yapmışlardır.

Literatür araştırmalarında Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşımla farklı süper alaşımların kaynaklı birleştirme çalışmalarına da rastlanılmaktadır [19]. Bu alanda yürütülen doktora çalışmasında Haynes 188 ile nikel esaslı süper alaşımın LBW yöntemi ile birleştirilmesi sonrasında kaynak performansı, mekanik özellik mikroyapı ilişkisi değerlendirilmiştir [18]. Alın altına yapılan birleştirmelerin tam nüfuziyet sağlayarak başarılı bir kaynak elde edildiği belirtilmiştir. Yapılan çalışma sonrasında Haynes 188 kaynaklı numunelerin kopma mukavemetinin gerekli yeterliliği sağladığı, ancak malzeme standardında uzama miktarının minimum %45 olması gerekirken, ölçülen uzama değerinin %45'in altında kaldığına işaret edilmiştir. Bunun nedeni olarak kaynak termal çevrimiyle ilişkili olarak malzemenin mikroyapısı ve katılma hızını değiştirmesi gösterilmiştir. Yapılan değerlendirmede Haynes 188 süper alaşımın kopma dayanımının ve uzama miktarının kaynak öncesi ve sonrası uygulanacak ısı işlemler, farklı kaynak yöntemleri ve uygun kaynak ilave metali kullanarak artırılması gerekli olabileceği ve bu konuda bir çalışma yapılmasının uygun olacağına dikkat çekilmektedir.

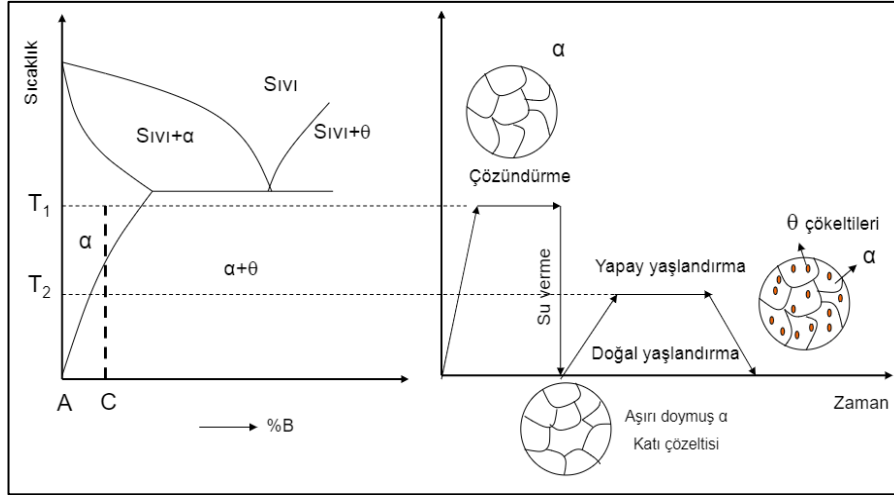
Çalışmalarda malzemenin birleştirme sonrası servis şartlarında göstereceği davranışların tespiti amacıyla yüksek sıcaklık çekme ve mikroyapı incelemelerinin gerçekleştirilmesi daha detaylı geniş bir değerlendirme için uygun olacağı düşünüldüğünde, bu konuda yeterli çalışma olmadığı mevcut çalışmalarda da ifade edilmiştir.

## **2.7. HAYNES 188 SÜPER ALAŞIMININ YAŞLANDIRMA ISIL İŞLEMİ İLE İLGİLİ YAPILAN ÇALIŞMALAR**

Malzeme biliminde alaşımların sertlik ve mukavemetleri soğuk deformasyon ve uygun ısı işlem uygulamak gibi mukavemet artırma mekanizmalarından faydalanılarak arttırılabilmektedir. Bazı demir içermeyen alaşımların sertlik ve mukavemetini arttırmak için yaşlandırma ve çökelme sertleştirme yöntemleri gibi mekanizmalar kullanılmaktadır. Bu çalışmada faydalanılan Haynes 188 süper alaşımın mukavemetini arttırmak için yapılan çalışmalar alt bölümlerde ele alınmıştır.

### **2.7.1. Yaşlandırma Isıl İşlemi**

Aşırı doymuş bir katı fazdan zaman ve sıcaklığın etkisiyle yeni bir fazın meydana gelmesi olayına malzeme biliminde “yaşlanma” denir. Burada dikkat edilecek husus, meydana getirilen ikili fazın (üçlü ve daha fazla olabilir),  $\beta$  şeklinde değil,  $\beta$  fazının  $\alpha$  fazı içinde hapsedilerek meydana getirilmesi gerektiğidir. Bu durum ise katı-hal reaksiyonları vasıtasıyla gerçekleştirilebilir. Aslında esas olarak yaşlanma olayı da bir katı-hal reaksiyonudur [64]. Yaşlandırma mekanizması soğuma ve deformasyon yaşlanmasından meydana gelmektedir. Deformasyon yaşlanması kendi içerisinde statik ve dinamik deformasyon yaşlanması olmak üzere iki türe ayrılmaktadır. Soğuma yaşlandırmasının şematik gösterimi Şekil 2.11’de sunulmuştur.

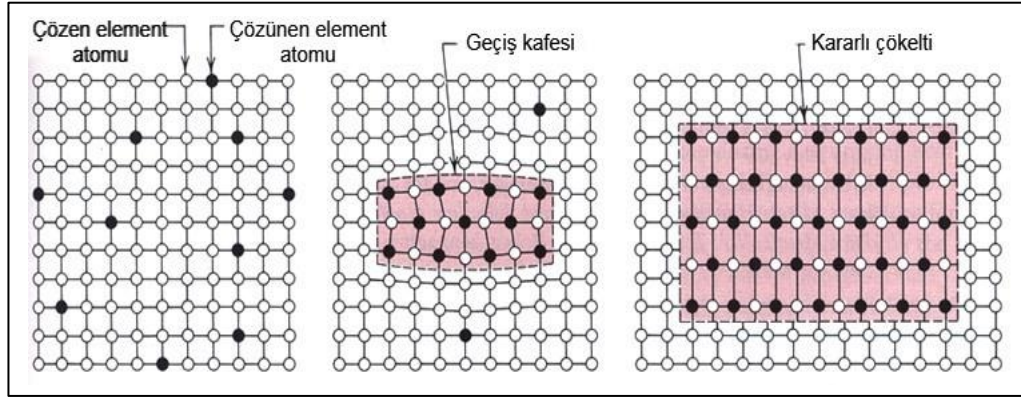


Şekil 2.11. Yaşlandırma işleminin şematik gösterimi [65].

### 2.7.1.1. Soğuma Yaşlanması

Solüsyona alma ısıl işleminden sonra suda soğutma sonucunda yapılan yaşlandırma işlemine aynı zamanda soğuma yaşlanması da denilmektedir. Şekil 2.11' de görüldüğü üzere öncelikle malzeme solüsyona alındıktan sonra ardından suda soğutma işlemi yapılarak yaşlandırma işlemi gerçekleştirilir.

Yaşlandırma işlemi; hazırlık diğer bir ifadeyle kuluçka aşaması, yaşlandırma aşaması ve aşırı yaşlandırma aşaması olmak üzere üç evreyi içerir. Kuluçka aşaması da denilen hazırlık aşamasında katı eriyik içerisindeki serbest haldeki fazlalık atomlar bir araya gelip kümeleşerek, ilk embriyoyu meydana getirirler. Yaşlandırma aşamasında ise çekirdeklenme mekanizması daha etkin hale gelir. Yani fazlalık atomlar  $\beta$  fazının çekirdeklerini oluştururlar. Yaşlandırma aşamasında oluşan ara kristal yapısı veya geçiş kafesi, matrisin kafesiyle uyumludur. Bu dönemde çökelen faz ( $\beta$ ), matristen farklı bir kafes parametresine sahiptir. Bu fazın, matris yapısı ile uyumlu olması nedeniyle matrisin kafes yapısında çarpılma veya distorsiyon meydana gelir. Kafes yapısında meydana gelen çarpılmanın dislokasyon hareketini engellemesi nedeniyle, bu aşamada alaşımın sertlik ve mukavemeti hızlı şekilde artar. Yaşlandırma sırasında meydana gelen çökeltme aşamaları Şekil 2.12'de görülmektedir.



Şekil 2.12. Düzenli bir çökeltinin oluşma aşamaları: (a) aşırı doymuş katı çözelti, (b) katı çözelti ile uyumlu olan geçiş kafesi ve (c) katı çözültiden bağımsız olan kararlı çökelti [66].

Yaşlandırma aşamasında, çökelen fazın kendi kafes yapısını oluşturarak matris kafes yapısından ayrılması sonucunda, matris yapısı ile uyumluluk durumu ortadan kalktığından, matris yapısındaki çarpılma azalır. Çarpılmanın gittikçe azalması nedeniyle alaşımın sertlik ve mukavemetinde azalma meydana gelir. Alaşımın sertlik ve mukavemetinde azalma meydana geldiği aşamaya aşırı yaşlanma aşaması denilir. Bu aşamada, çökelti mikroskop altında görünür hale gelir. Yaşlandırma işlemindeki etkin mekanizma çekirdeklenme ve büyümedir, mekanizma da difüzyona bağlıdır. Düşük sıcaklıklarda difüzyon hızı yavaş olduğundan çekirdeklenme hızı da nispeten düşük olur. Ancak, yaşlandırma süresi arttıkça oluşan çekirdek sayısı arttığından, uzun süreli yaşlandırma sonucunda daha yüksek sertlik değerleri elde edilir. Yüksek sıcaklıklarda ise difüzyon hızı yüksek olduğundan hem çekirdeklenme hızı ve hem de büyüme hızı yüksek olur. Bu nedenle, yüksek sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işleminde kısa sürede meydana gelen çökelti kabalaşması ve tane büyümesinden dolayı alaşımın sertlik ve mukavemeti azalır.

Literatürde yapılan bazı çalışmalarda; Haynes 188 süper alaşım malzemeyi uzun süreli (3000, 6000, 8000 saat) yüksek sıcaklığa maruz bıraktıktan sonra termal kararlılık ve uzun süreli yaşlandırma çalışmalarının yapıldığı bilinmektedir. Yapılan yaşlandırma çalışmaları sonucunda sertlik ve mukavemet artışı rapor edilmektedir [67,68].

Haynes 188 süper alaşımın üretici kataloğunda ısıtma işlem sıcaklıkları ve süreleri hakkında verilen bilgiler doğrultusunda Haynes 188 alaşımın solüsyona alma ısıtma işlemi uygulanmış olarak satışa sunulduğu belirtilmektedir. Solüsyona alma ısıtma işleminin 1163 °C ile 1191 °C sıcaklıkları arasında alaşımın belirli bir süre bekletildiği ve daha sonra oda sıcaklığına hızla soğutulduğu belirtilmiştir. Ayrıca oda sıcaklığına hızla soğutulan numuneye solüsyona alma ısıtma işlem sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda yapılacak bir yaşlandırma ısıtma işlemi Haynes 188'in özelliklerini etkileyebilecek bir miktar karbür çökmesine neden olabileceği ifade edilmiştir [42]

Haynes 188 süper alaşımın yaşlandırma ısıtma işlemi hakkında literatürde oldukça sınırlı çalışma mevcuttur. Bu konuda yapılan ilk çalışmalardan birisi Herchenroeder tarafından 1968 yılına dayanarak birlikte kapsama itibari ile oldukça sınırlıdır [68]. Herchenroeder tarafından yapılan çalışmada alaşıma 200, 500, 3400, ve 6200 saat süresince ve 427 °C ile 1093 °C arasında farklı sıcaklıklarda yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Yaşlandırma sonrasında yapılan mikroyapı incelemesi, sertlik ölçümü ve eğme testi ile yaşlandırmanın etkisi incelenmiştir. 1176 °C'de yapılan solüsyona alma ısıtma işlemi sonrası uzun süreli yaşlandırma sonrası düşen sünekliğin tekrar artırabileceği ifade edilmektedir.

Haynes 188 süper alaşımın başka bir üretim kataloğunda üretim sonrası son ısıtma işlem olarak solüsyona alma ısıtma işlemi uygulanarak satışa hazır hale getirildiği ifade edilmiş ve bu solüsyona alma sıcaklığının 1177 °C ( $\pm 14$  °C) olduğu belirtilmiştir [69].

McCoy ve Bourgette'nin yürüttükleri çalışmada Haynes 188'in 1150 °C sıcaklıkta 1 saat solüsyona alma ısıtma işlemi sonrası 650 °C, 700 °C, 800 °C ve 900 °C'de soğuma yaşlandırma işlemi yapılmıştır. 650 °C'de 5 saat yaşlandırma sonrasında çentik darbe enerjisinin arttığı, başka bir ifade ile sünekliğin arttığı rapor edilmiştir. Diğer sıcaklık ve sürelerde yapılan yaşlandırma işlemi sonrası çentik darbe direncinin yani sünekliğin düştüğü görülmektedir. 100 ve 2000 saat yaşlandırılan numunelerin mekanik özellikleri incelendiğinde akma, çekme ve uzama miktarlarında düşüş olduğu görülmektedir. Çeşitli sıcaklıklarda uzun süre yaşlandırma sonrasında yapılan

mikroyapı incelemelerinde çeşitli çökeltilerin oluştuğu mikroyapı görüntülerinde tespit edilmiştir [70].

Kimyasal bileşim itibari ile Haynes 188'e en yakın kobalt esaslı süper alaşım olan Haynes 25 üzerinde Ueki vd. tarafından yürütülen çalışmada 400 °C ile 1450 °C arasında 72 saate kadar yaşlandırma işlemi yapıldığı belirtilmektedir. 800 °C ile 1200 °C arasında yaşlandırılan numunelerde  $M_{23}C_6$ ,  $\eta$  fazının oluştuğu rapor edilmiştir. 400 °C ile 600 °C arasındaki düşük sıcaklıklarda yapılan yaşlandırmanın alaşımın çekme mukavemeti ve sünekliğini arttırdığına dikkat çekilmiştir. Süneklikte artışın en fazla olduğu yaşlandırma parametresinin 600 °C sıcaklıkta 4 saat bekletilen numunede meydana geldiği ifade edilmiştir [40].

#### **2.7.1.2. Deformasyon Yaşlanması**

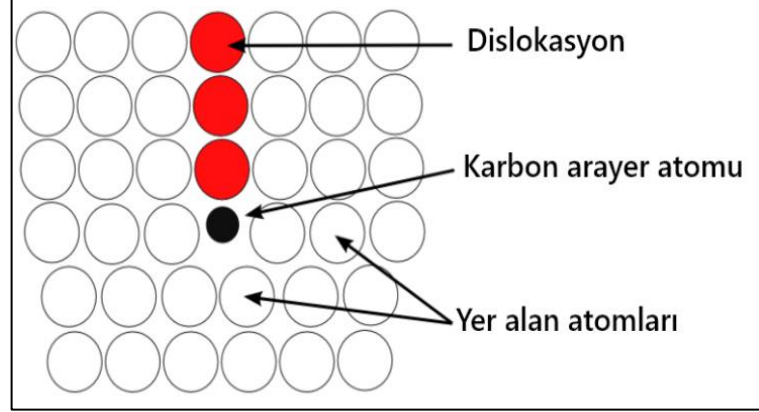
Malzeme içerisinde bulunan karbon ve azot gibi arayer atomları dislokasyonların hareketini engelleyerek metal ve alaşımlarında sertlik, akma ve çekme dayanımı gibi malzemenin mekanik özelliklerini değiştirmesi deformasyon yaşlanması olarak adlandırılmaktadır [71–73]. Deformasyon yaşlanması malzeme içindeki dislokasyon hareketlerini engelleyerek malzemenin mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla yapılmaktadır.

Deformasyon yaşlanması mekanizması irdelendiğinde, ön deformasyon uygulanması sonrası malzeme içerisinde artan dislokasyonlara karbon (C) ve azot (N) arayer atomlarının yayınması ve orada önce bir atmosfer (Cottrell atmosferi), daha sonra çökeltiler oluşturarak dislokasyonları kilitleyip hareketlerine engel olmasıdır [74]. Şekil 2.13'te arayer atomunun dislokasyonu kilitlemesi şematik olarak gösterilmiştir.

1949 yılında Cottrell ve Bilby [74] karbon ve azot gibi arayer atomlarının dislokasyonların hareketini engellediğini ve dislokasyonları bu arayer atmosferinden kurtarmak için daha fazla gerilme uygulanması gerektiğini belirtmişlerdir. Bunun sonucunda oda sıcaklığında yapılan çekme deneylerinde üst ve alt akma noktaları görülmüştür. Bununla beraber Glen [75], Cottrell ve Bilby'den farklı olarak arayer atomlarının oluşturduğu atmosferle dislokasyonların etkileşiminden ziyade,



çökeltilerle bir boyutlu çizgisel hatalar olan dislokasyonların etkileşiminin çeliğin dayanımının artmasına neden olduğunu belirtmiştir.



Şekil 2.13. Arayer atomunun dislokasyon hareketini kitlemesinin şematik gösterimi [76].

Yukarıdaki bilgilerden de anlaşılacağı gibi çeliklerde deformasyon yaşanmasının oluşmasında en önemli etken C ve N gibi arayer atomlarının katı eriyik içerisinde serbest halde bulunmasıdır. Çelik içerisinde karbon ve azot atomlarının ağırlık olarak %0,0001'den %0,001'e kadar bulunması deformasyon yaşanması için yeterli bir miktar olarak görülmektedir [77].

Yaşlanma ile ilgili ilk çalışmalar Baird tarafından yazılan iki bilimsel eserle başlamıştır. İlk yazılan eserde yer alan atomların dinamik yaşlanma sertleşmesine ve akma noktasına etkisi araştırılmıştır [78]. Yazar diğer eserinde ise arayer atomları ve dislokasyonların etkileşiminden dolayı yaşlanma sertleşmesinin çeliğin mekanik özelliklerine etkisini araştırmıştır[79].

Deformasyon yaşanması statik ve dinamik olmak üzere iki gruba ayrılır. Yaşlanma sertleşmesi plastik deformasyondan sonra meydana geliyorsa bu durum statik gerinim yaşlanması olarak adlandırılır. Eğer gerinim yaşlanması süreci plastik deformasyon esnasında meydana geliyorsa bu dinamik gerinim yaşlanması olarak bilinir [80].

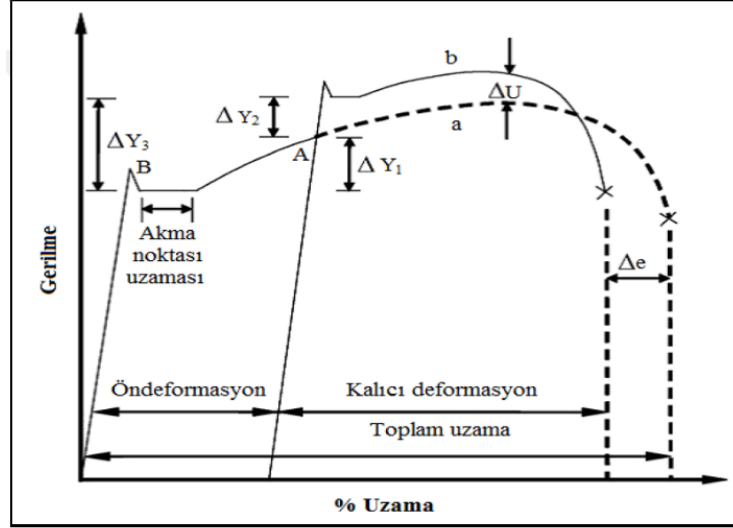
Dinamik yaşlandırma sertleşmesi metal matrisli malzemelerin şekillendirilebilme özelliklerini ve çalışma sertleşmesini etkilerken, statik yaşlandırma sertleşmesi çeliğin akma dayanımını etkilemektedir. Statik ve dinamik yaşlandırma sertleşmesinin etkileri gerilme-uzama eğrisi üzerinde açıkça görülebilmektedir. Statik yaşlandırma sertleşmesi ile ilgili yapılan çalışmaların birçoğu belli bir deformasyondan sonra yaşlandırılan numunelerde yeni bir akma noktasının tekrar meydana gelmesi olayı üzerinedir. Bu olay çeliğin statik yaşlandırma sertleşmesine maruz kaldığını gösteren en önemli olaydır [79].

### **Statik Deformasyon Yaşlanması**

Statik deformasyon yaşlanması, plastik deformasyondan sonra meydana gelen yaşlanma olarak tanımlanabilir. Statik deformasyon yaşlanması sonucunda malzemenin akma dayanımında artış, % uzamada düşüş görülmektedir. Bu etkilere hareket eden dislokasyonlar ve onları kilitleyen karbon ve azot arayer atomlarının neden olduğu bilinmektedir [79].

Şekil 2.14'te düşük karbonlu çeliğin gerilme-uzama diyagramında statik deformasyon yaşlanması oluşumunu göstermektedir [71]. Burada; normalize edilmiş yumuşak çeliğin gerilme-uzama diyagramı Şekil 2.14'teki (a) eğrisinde görülmektedir. Eğer numune akma sınırını aşmış belirli bir oranda plastik deformasyona maruz kalırsa ve çekme test cihazı durdurulup ardından fazla bekletilmeden çekme testine devam edilirse gerilme-uzama eğrisi farklı bir akma noktası göstermez ve (a) eğrisini takip eder. Ancak; numune belirli bir oranda plastik deformasyona uğradığında test cihazı durdurulur. Daha sonra numune oda sıcaklığında veya oda sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda (25 °C-400 °C) belli bir süre bekletildikten (yaşlanma) sonra çekme işlemine tabi tutulursa; ilk akma noktasına göre daha yüksek bir akma noktası oluştuğu ve gerilme-uzama eğrisinin (b) eğrisini takip ettiği görülür. Akma noktasındaki bu artış, statik yaşlanma sertleşmesinin en önemli göstergesi olarak kabul edilmektedir. Ayrıca statik yaşlanma neticesinde çekme dayanımında bir artış % uzama değerlerinde ise bir azalma meydana gelir. Statik deformasyon yaşlanması olayı çeliklerin sünek/gevrek geçiş sıcaklığını, yüksek sıcaklık dayanımını, elektriksel ve manyetik özelliklerini de

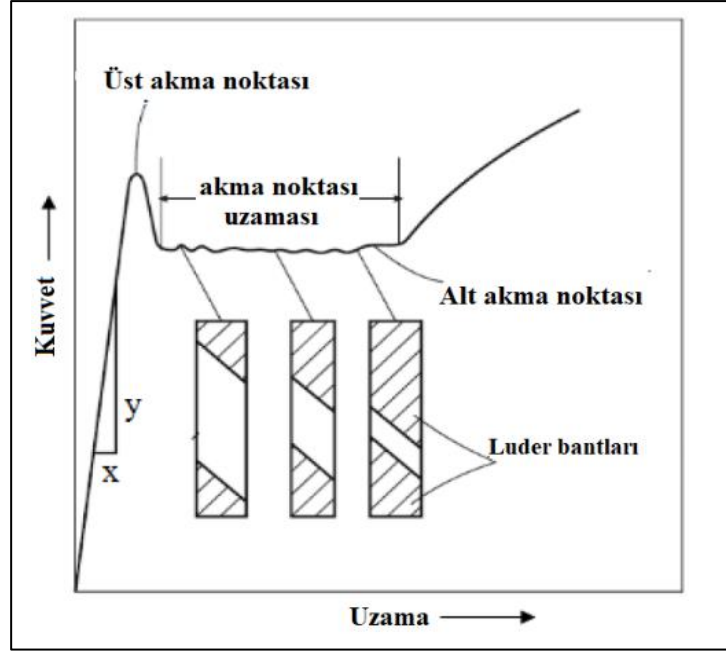
etkilemektedir [81]. Şekil 2.14'te statik yaşlanma sertleşmesi gerilme-uzama diyagramı üzerinde gösterilmiştir.



$\Delta Y_1$  = Öndeformasyon sonrası gerilmedeki artış;  
 $\Delta Y_2$  = Yaşlanma ile meydana gelen gerilme artışı;  
 $\Delta Y_3$  = Öndeformasyon ve yaşlanma sonucu gerilme artışı =  $\Delta Y_1 + \Delta Y_2$ ;  
 $\Delta U$  = Öndeformasyon ve yaşlanma sonucu maksimum çekme dayanımındaki değişim;  
 $\Delta e$  = Öndeformasyon ve yaşlanma sonucu toplam uzamadaki değişim.

Şekil 2.14. Statik yaşlanma sertleşmesinin gerilme-uzama diyagramı üzerinde gösterilmesi [71].

Akma dayanımı üst akma noktasına ulaştığı zaman, dislokasyonlar C veya N atomlarının oluşturduğu atmosferden uzaklaşır ve deformasyonun hızla gerçekleşmesine sebebiyet verir. Bu süreç akma dayanımının alt akma noktasına düşmesine neden olur. Şekil 2.15'te üst akma, alt akma ve akma noktası uzamasının (Luder bantları) düşük karbonlu çelikte oluşması kuvvet-uzama diyagramı üzerinde gösterilmektedir [71,82].



Şekil 2.15. Düşük karbonlu çelikte oluşan kuvvet-uzama eğrisi [71].

### Dinamik Deformasyon Yaşlanması

Dinamik gerinim yaşlanması (DSA), plastik deformasyon esnasında meydana gelen yaşlanmadır. Özellikle düşük deformasyon hızlarında ve belirli sıcaklık aralıklarında gerilme-gerinim grafiğindeki plastik deformasyon bölgesinin homojen olmaması dinamik gerinim yaşlanmasının varlığını göstermektedir. Dinamik deformasyon yaşlanmasında ya da Portevin-Le Chatelier (PLC) olarak bilinen etki, plastik şekillendirme sırasında dislokasyonlar ile hareketli atomlarının etkileşiminden kaynaklanır [83]. Bu etkileşim şekillendirilebilirlikte azalmanın yanı sıra plastik şekil değiştirme bölgesinde kararsız akış oluşumuna neden olur.

Yüksek sıcaklıklarda kararsız zig-zag şeklinde akış dinamik deformasyon yaşlanmasına atfedilir. Plastik şekil değişimi sırasında gerilmeye bağlı sistematik olarak tekrar eden bu dalgalanmalar, plastik kararsızlık, Portevin-Le Chatelier (PLC) etkisi olarak adlandırılır. Çözünen atomların hareketli dislokasyonlarla etkileşimin sonucu olarak plastik deformasyon sürecindeki kararsızlık için en çok kabul gören mekanizma dinamik deformasyon yaşlanmasıdır. Eğri üzerindeki her gerilme düşüşü bir bant oluşumu ile eşleşir [84]. Plastik şekil değiştirme bölgesinde oluşan bu dalgalanma çeşidi gerinim oranı ve sıcaklığa bağlıdır [85]. Literatürde bazı



koşullarının plastik deformasyon başlamadan çok önce dislokasyonların yaşlanmasına neden olduğu ve gerilme düşüşünün tamamen yaşlanmış dislokasyonların kilidinin açılmasından kaynaklandığı ifade etmektedir. D tipi kararsız akış, gerinim sertleşmesi olmayan bir Luders bandı gibi bant yayılımı nedeniyle meydana geldiği düşünülmektedir. Dalgalanma tipi, sürekli gerilim sırasında düz ve düzenli olarak tekrarlanan gerilme bölgeleri ile karakterize edilir [91]. Grant ve arkadaşları [91] tarafından, E tipi kararsız akış genellikle A tipi dalgalanmalardan sonra meydana geldiği ifade edilmektedir. Düzensiz ve tanımlanamayan tip olarak gözlemlendiği bildirilmiştir.

Haynes 188 süper alaşımın dinamik deformasyon yaşlanması hakkında literatürde bazı sınırlı çalışmalar mevcuttur [8,96]. Ancak Haynes 188 alaşımın şekillendirilebilirliğinin dinamik deformasyon yaşlanmasından etkilenip etkilenmediği ile ilgili detaylı bir çalışmaya rastlanılmamıştır. Bu sebeple Haynes 188 alaşımın özelliklerine etki eden dinamik yaşlanma davranışının belirlenmesi önem arz ettiğinden bu alanda çalışmaya ihtiyaç duyulmaktadır.

## BÖLÜM 3

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Yüksek sıcaklık uygulamaları için tercih edilen Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşımın özellikleri üzerinde dinamik yaşlanma davranışının etkisinin belirlenmesi tez çalışmasının amaçlarının birisini oluşturmaktadır.

Çalışmanın ikinci bölümünde Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşımın Force TIG kaynak makinesiyle otojen kaynak edilebilirliğinin araştırılmasının yanı sıra kaynaklı bağlantının farklı sıcaklıklarda mekanik özelliklerinin ve mikroyapısının belirlenmesi, mukavemet artırma yöntemlerinin kaynaklı bağlantının mekanik özelliklerine etkisinin araştırılması hedeflenmektedir.

Çalışmanın diğer bölümünde ise Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşımın yüksek sıcaklık uygulamalarına karşı dirençli AISI 316L östenitik paslanmaz çelikle Force TIG kaynak makinesiyle, otojen olarak, farklı cins malzeme kaynak edilebilirliğinin araştırılması amaçlanmıştır. Buna bağlı olarak farklı cins kaynaklı bağlantının değişik çalışma sıcaklıklarında mekanik özelliklerinin ve mikroyapısının belirlenmesi hedeflenmektedir.

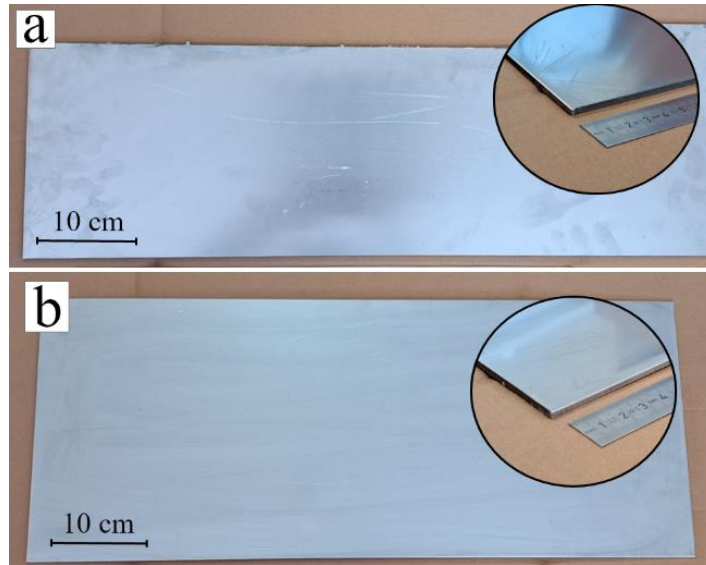
Çalışmada aynı ve farklı cins kaynaklı birleştirmelerin özelliklerini iyileştirebilmek amacıyla uygulanan ısıl işlem ve yaşlanmanın etkisi de ele alınmıştır.

Tezin bu bölümünde; çalışmada kullanılan kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşımın ve AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi, mekanik özellikleri, metalografik incelemesi, deney düzeneği ve kaynaklı birleştirmelere uygulanan test yöntemleri hakkında bilgiler verilmiştir.

### 3.1. MALZEME VE METOT

Çalışmada kullanılan kobalt esaslı Haynes 188 (AMS 5608) süper alaşım malzeme 995 x 720 x 3,175 mm ölçülerinde temin edilmiştir (Şekil 3.1'a). Temin edilen Haynes 188 süper alaşımın kimyasal bileşim analizi, sertlik ölçümü ve mikroyapı incelemeleri yapılarak standartlara uygunluğu karşılaştırılmıştır.

Yüksek sıcaklık uygulamaları için tercih edilen ve bu tez çalışmasında kullanılan malzemelerden bir diğeri olan AISI 316L östenitik paslanmaz çelik 1000 x 1000 x 3 mm ölçülerinde ticari olarak temin edilmiştir (Şekil 3.1b). Temin edilen AISI 316L östenitik paslanmaz çelik malzemenin kimyasal bileşim analizi, sertlik ölçümü ve mikroyapı incelemeleri yapılarak standartlara uygunluğu karşılaştırılmıştır. Malzeme hakkında detaylı bilgiler alt bölümlerde sunulmuştur.



Şekil 3.1. Çalışmada kullanılan a) Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım b) AISI 316L östenitik paslanmaz çelik.

#### 3.1.1. Haynes 188 Kobalt Esaslı Süper Alaşımının Kimyasal Bileşimi

Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsünde Rigaku Primus II marka XRF cihazı (Şekil 3.2) ile Haynes 188 süper alaşımın kimyasal bileşimi tayin edilmiştir.





Şekil 3.2. Rigaku Primus II marka X-Ray Floresans Spektrometresi cihazı.

Çalışmada yararlanılan kobalt esaslı süper alaşımın kimyasal bileşimi Çizelge 3.1'deki elementlerden oluştuğu üretici kataloğunda belirtilmiştir.

Çizelge 3.1. Haynes 188 süper alaşımın kimyasal bileşimi (% ağırlık) [42].

Elementler	Ni	Cr	W	Fe	Mn	Si	C	La	B	Mo	Co
Haynes 188	22	22	14	3	1,25	0,35	0,1	0,03	0,015	0,437	Kalan

### 3.1.2. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğin Kimyasal Bileşimi

Çalışmada yüksek sıcaklık uygulamaları için tercih edilen malzemelerden bir diğeri olan AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin kimyasal içeriği Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği bünyesinde bulunan GNR marka S3 MiniLab 300 model optik emisyon spektrometresi cihazından (Şekil 3.3) faydalanılarak değerlendirilmiştir.



Şekil 3.3. GNR marka S3 MiniLab 300 model optik emisyon spektrometresi cihazı.

Ticari olarak temin edilen AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin kimyasal bileşim içeriğinin üretici firma verileri Çizelge 3.2’de paylaşılmıştır.

Çizelge 3.2. AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi (% ağırlık) [97].

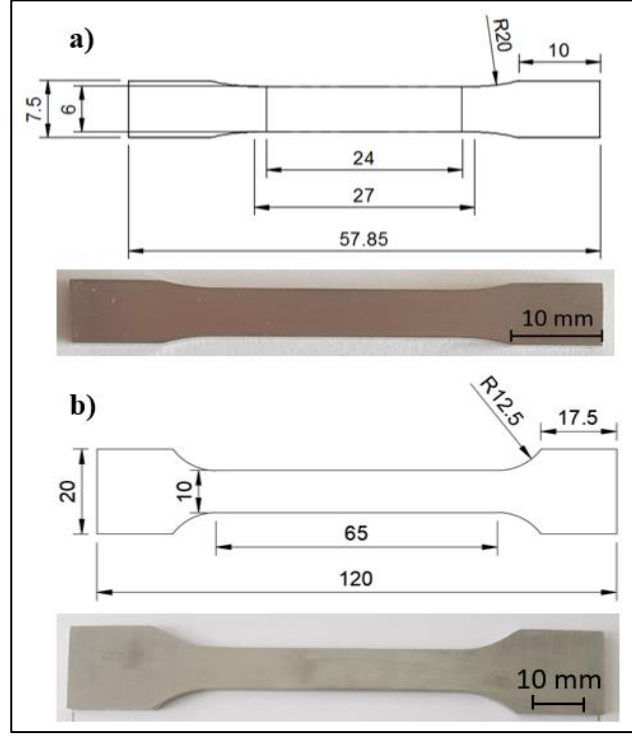
Element (% ağı.)	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	P	S	Fe
AISI 316L	0,0-0,03	0-2	0-1	16,5-18,5	2-2,5	10-13	0-0,5	0-0,02	Kalan

### 3.1.3. Çalışmada Kullanılan Malzemelerinin Mekanik Özellikleri Belirlenmesi İçin Numune Hazırlığı

Haynes 188 süper alaşımın ve AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin üretici tarafından belirtilen mekanik özellikleri sağlayıp sağlamadığını kontrol etmek için ticari olarak temin edilen deney malzemelerine çekme testi ve sertlik ölçümleri yapılmıştır. Ayrıca malzemelerin mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

#### 3.1.3.1. Oda Sıcaklığı Çekme Testi

Haynes 188 süper alaşım ve AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin mekanik özelliklerini belirlemek için 3,125 mm ve 3 mm kalınlığındaki sac malzemelerden CNC lazer kesim yöntemi ile TS EN ISO 6892-1 standardına uygun ölçülerde çekme test numuneleri kesilmiştir. Kobalt esaslı süper alaşımın temininin sınırlı olması sebebiyle çekme test numuneleri standart da belirtilen en küçük ölçülerle (Şekil 3.4’a) üretilirken, AISI 316L paslanmaz çelik numune boyutları sıcak çekme cihazına da uygun olacak şekilde Şekil 3.4b’ de gösterilen ölçülerde hazırlanmıştır. Çekme test numunelerinin kenarları CNC freze tezgâhında en düşük işleme gerilmeleri meydana getirecek şekilde işlenerek hazırlanmıştır. Standartlara uygun olarak hazırlanan çekme numunelerinin ölçüleri ve makroyapı görüntüleri Şekil 3.4’a ve b’de gösterilmiştir.



Şekil 3.4. Çalışmada kullanılan malzemelerin çekme test numune boyutları. a) Haynes 188 süper alaşım b) AISI 316L östenitik paslanmaz çelik.

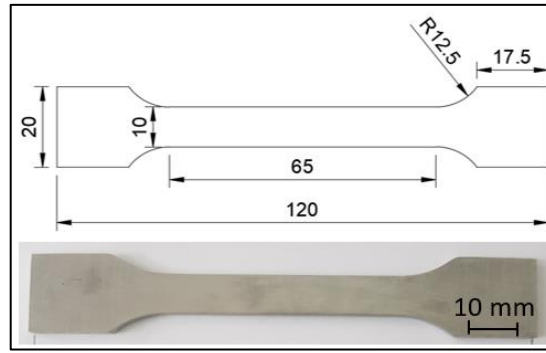
Çalışmada kullanılan malzemelerin temin edildiği şekliyle oda sıcaklığı çekme testi deneyleri Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü bünyesinde bulunan 50kN kapasiteli SHIMADZU marka çekme testi cihazında 1 mm/dk. çekme hızında gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.5). Çekme testi ile malzemelerin akma ve çekme dayanımının yanı sıra % uzama miktarı belirlenmiştir.



Şekil 3.5. Çekme test cihazı ve deney yapılan numune.

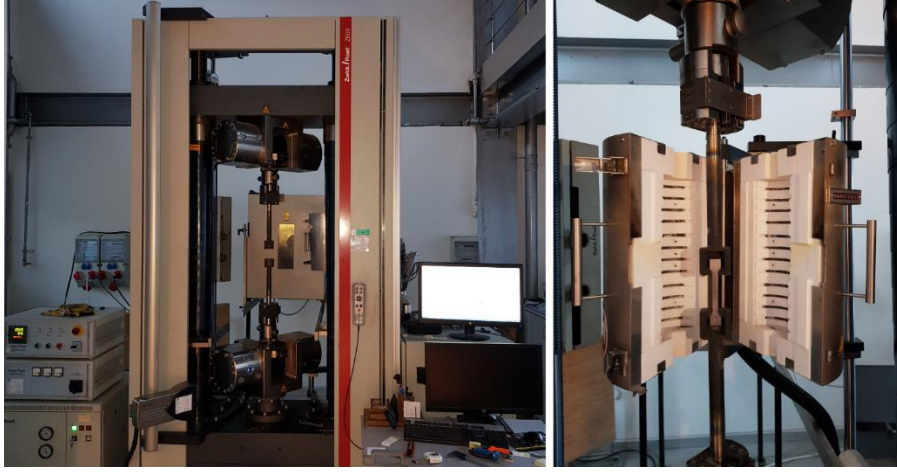
### 3.1.3.2. Yüksek Sıcaklık Çekme Testi

Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım ve AISI 316L paslanmaz çeliğin yüksek sıcaklıklardaki mekanik özelliklerini belirlemek için TS EN ISO 6892-2 standardına uygun çekme test numuneleri çekme testinin yapıldığı Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü bünyesinde bulunan Zwick/Roell Z600 model sıcak çekme test cihazına uygun ölçülerde hazırlanmıştır. Hazırlanan çekme numunesinin ölçüleri ve makro görünümü Şekil 3.6’da gösterilmiştir.



Şekil 3.6. Sıcak çekme numunesi ölçüleri ve makro görünümü.

Sıcak çekme testleri Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü bünyesinde bulunan ısıtma fırını entegreli 600 kN kapasiteli Zwick/Roell Z600 cihazında yapılmıştır. Uygun bağlama aparatları sayesinde numune fırın içine yerleştirilerek, istenilen sıcaklığa ulaştıktan sonra 30 dakika fırın içinde bekletilmiştir. İstenilen sıcaklık bütün numunede homojen olarak sağlandıktan sonra 0,5 mm/dk. çekme hızında,  $7,7 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  gerinim oranında, çekme testi gerçekleştirilmiştir. Yüksek sıcaklık çekme test işlemlerinin yapılacağı sıcaklıklar literatüre uygun, üretici firmaların malzemelerin sıcak çekme dayanımlarının belirtildiği test sıcaklıkları ve malzemelerin servis şartlarındaki maruz kalacakları sıcaklıklar dikkate alınarak 250 °C, 400 °C, 550 °C, 700 °C, 850 °C ve 1000 °C olarak belirlenmiştir. Kullanılan yüksek sıcaklık çekme cihazı, fırın ve numune tutucu aparatları Şekil 3.7’de gösterilmiştir. Çekme testi sonrasında ana malzemenin ve kaynaklı birleştirmelerin belirlenen sıcaklıklardaki akma, çekme ve yüzde uzama değerleri belirlenmiş ve test verileri üzerinden çalışma sertleşmesi üssü (n) hesaplanmıştır.



Şekil 3.7. Sıcak çekme cihazı ve numunenin fırın içindeki görüntüsü.

Plastik deformasyon nedeniyle mukavemet katsayısı ( $K$ ) ve çalışma sertleşme üssü ( $n$ )'nün artması malzemenin sertliğinin artmasına neden olur [98,99]. Çalışma sertleşmesi üssü, malzemenin şekillendirilebilirlik kapasitesi hakkında bir fikir verir [100]. Malzeme şekillendirme kapasiteleri sıcaklık değişimine bağlı olarak değişir. Sürekli akma davranışı gösteren numunelerin akma dayanımını belirlemek için %0,2 mühendislik gerinim değeri kullanılmıştır. Ayrıca gerçek gerilme-gerinim değerleri de belirlenmiştir. Mevcut deneysel çalışmada, homojen plastik deformasyon bölgesi için gerçek gerilme ( $\sigma_T$ ) ve gerçek gerinim ( $\epsilon_T$ ), eşitlik 3.1 ve 3.2'ye göre hesaplanmıştır [101].

$$\sigma_T = \sigma_{müh.} (1 + \epsilon) \quad (3.1)$$

$$\epsilon_T = \ln (1 + \epsilon) \quad (3.2)$$

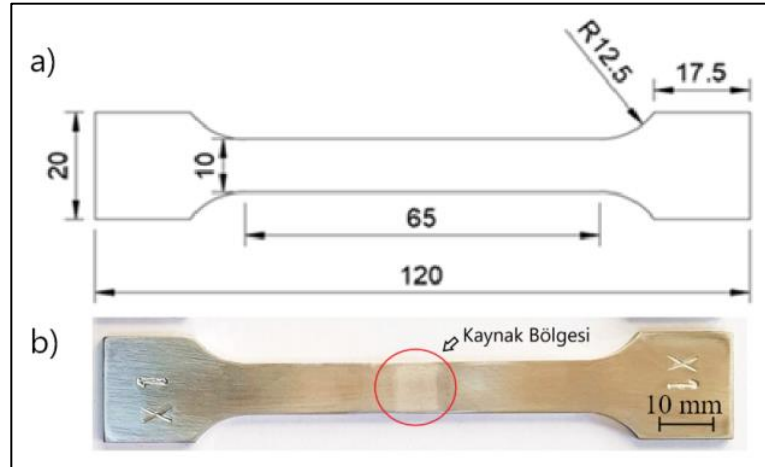
Çalışma sertleşmesi üssü ( $n$ ), eşitlik 3.3 ve 3.4 de verilen Hollomon denklemleri kullanılarak gerçek gerilme ( $\sigma$ )-gerçek gerinim ( $\epsilon$ ) grafiğinden elde edilen değerler kullanılarak hesaplanmıştır [102]. Çalışma sertleşmesi üssü ( $n$ ) değeri, gerçek gerilme-gerçek gerinim grafiğinin homojen plastik deformasyonun meydana geldiği maksimum çekme mukavemeti değerine kadar olan kısmının logaritması alınarak hesaplanmıştır [87].

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (3.3)$$

$$\log \sigma = \log K + n \log \varepsilon \quad (3.4)$$

### 3.1.3.3. Kaynaklı Çekme Numunelerinin Hazırlanması

Çalışmada Haynes 188-Haynes 188 aynı cins ve Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmelerinin oda sıcaklığı ve yüksek çalışma sıcaklıklarındaki dayanımlarını belirlemek için TS EN ISO 4136:2012 standardına uygun çekme test numuneleri CNC lazer kesim yöntemi ile kesilerek elde edilmiştir. Şekil 3.8'a da kaynaklı birleştirmelerden elde edilen çekme test numune ölçüleri paylaşılmıştır.



Şekil 3.8. Kaynaklı birleştirmelerde elde edilen çekme numunesi a) numune ölçüleri b) kaynak bölgesi dağlanmış numunenin makro görünümü.

Lazer kesim sonrası numune kenar yüzeyleri çekme testi için istenilen yüzey kalitesinde olmadığı için işlenmesi gerekmedir. Bu amaçla CNC freze tezgâhında işlemek üzere önce numunelerin sabit şekilde tutulabilmesi için uygun bağlama kalıbı tasarlanmış ve üretilmiştir. Lazer kesim sonrası elde edilen numuneler üretilen kalıp ile uygun şekilde tezgâh tablasına sabitlenerek, sentetik soğutma sıvısı ile en düşük ısınma ve en düşük işleme gerilmeleri meydana getirecek şekilde çevresel frezeleme yönteminden faydalanılarak hazırlanmıştır. Özellikle yüksek sıcaklık çekme testlerinde numunelerin kaynak dikişindeki krater çizgilerinin boyun verme için başlangıç noktası oluşturma eğilimini ortadan kaldırmak amacıyla kaynak

kepi ve kökü 240 meshlik SiC zımpara kâğıdı ile su altında zımparalanarak tesviye edilmiştir. Kaynaklı çekme test numunesinde kaynaklı bağlantının bölümleri olan ana metal, ITAB ve kaynak metalin ayırt edilebilmesi için hazırlanan bir numunenin kaynak bölgesi dağlanarak Şekil 3.8’b de gösterilmiştir.

#### 3.1.3.4. Sertlik Ölçümü

Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım ve AISI 316L paslanmaz çeliğin sertlik ölçümleri, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi döküm laboratuvarında bulunan AFFRI SYSTEM marka VRSD-251 model Üniversal makro sertlik ölçüm cihazında Rockwell C ve Brinell yöntemlerinden faydalanılarak ölçülmüştür (Şekil 3.9’a). Malzeme üzerinden tesadüf olarak üç farklı noktadan sertlik ölçümü alınmış ve elde edilen değerlerinin aritmetik ortalaması kullanılmıştır.

Force TIG kaynak makinesiyle elde edilen birleştirmelerin sertlik ölçümleri ise Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği bölümü bünyesinde bulunan HMV MICRO HARDNESS TESTER SHIMADZU marka mikrosertlik ölçüm cihazında elmas piramit uça 500 g yük uygulanarak yapılmıştır. Şekil 3.9’b de mikrosertlik ölçüm cihazı gösterilmiştir.



Şekil 3.9. Sertlik ölçüm cihazları; a) üniversal tip makrosertlik ölçüm cihazı, b) mikrosertlik ölçüm cihazı.

Çalışmada ayrıca çekme test numune verilerinden yararlanılarak sertleşme kapasitesi de hesaplanmıştır [103]. Bunun için eşitlik 3.5’te verilen

$$\text{Sertleşme Kapasitesi} = \frac{\sigma_{çekme} - \sigma_{akma}}{\sigma_{akma}} \quad (3.5)$$

bağıntısından faydalanılmıştır.

### 3.1.3.5. Metalografik Numune Hazırlığı ve İncelemeleri

Deneysel çalışmalarda kullanılan Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşımın temin edildiği şekliyle, aynı ve farklı cins kaynaklı birleştirmelerinin mikroyapı incelemeleri için numuneler soğuk reçine ile kalıba alınmıştır. Kalıba alınan numuneler klasik numune hazırlama yöntemlerinden yararlanılarak hazırlanmıştır. Bu amaçla numuneler 250-2000 mesh SiC zımpara kâğıdı ile zımparalanmış, daha sonra 1-3µm elmas solüsyon ile parlatma keçesinden faydalanılarak parlatılmıştır. Parlatılan numuneler 80 ml hidroklorik asit (HCl) ve 8 ml hidrojen peroksit (H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>) dağlama reaktifinde 25 saniye bekletilerek dağlanmıştır.

Deneysel çalışmalarda kullanılan AISI 316L paslanmaz çelik ve Haynes 188 süper alaşım-AISI 316L östenitik paslanmaz çelik farklı cins birleştirmelerinin metalografik incelemesi için iki aşamalı dağlama yapılmıştır. Parlatılan AISI 316L paslanmaz çelik tarafı 10g oksalik asit (C<sub>2</sub>H<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) ve 90 ml saf su çözeltisinde 2 A akım şiddetinde 5 V gerilim ile 15 saniye elektrolitik olarak dağlanmıştır. Farklı cins birleştirmesinin Haynes 188 tarafı için ise 80 ml hidroklorik asit (HCl) ve 8 ml hidrojen peroksit (H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>) dağlama reaktifinden faydalanılmıştır.

Dağlanan numuneler Şekil 3.10'da gösterilen Nikon Epiphot 200 model optik mikroskop ve Clemex yazılımı vasıtasıyla 5X-100X büyütmelerde incelenmiştir.

Taramalı elektron mikroskobu incelemeleri (SEM) Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü bünyesinde bulunan Zeiss Ultra Plus marka (Şekil 3.11) taramalı elektron mikroskobu cihazı ile yapılmıştır.





Şekil 3.10. Metalografik incelemelerde kullanılan Nikon Epiphot 200 marka optik mikroskop.



Şekil 3.11. Zeiss Ultra Plus marka SEM cihazı.

Haynes 188 süper alaşımın, kaynaklı birleştirmelerin yapısında ve kırık yüzeyde gözlemlenen çökeltilerin element analizleri SEM cihazına entegre IXRF model EDS ile yapılmıştır.

### 3.1.3.6. XRD Analiz Sistemi

Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım ve otojen kaynaklı birleştirmesinin kaynak metalinde oluşan çökeltilerin karakterizasyonu için XRD analiz sisteminden faydalanılmıştır (Şekil 3.12).

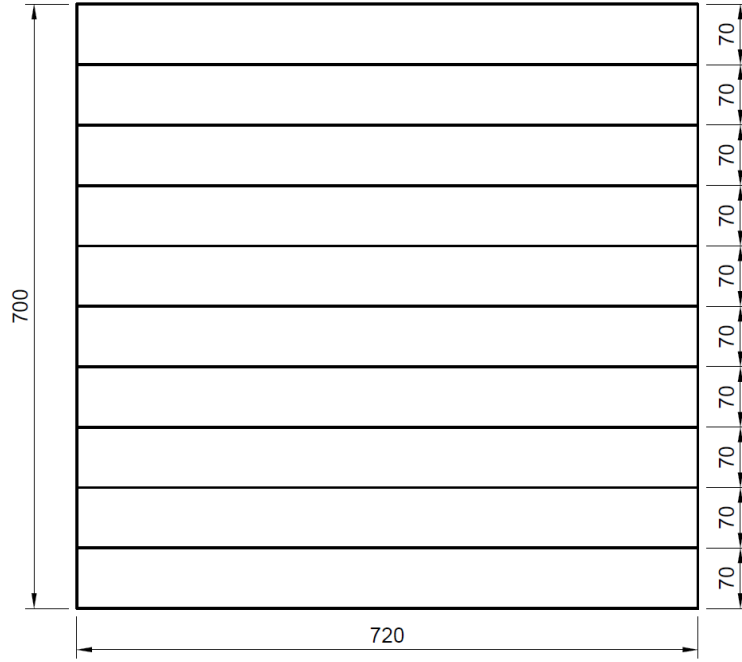


Şekil 3.12. XRD analiz sistemi.

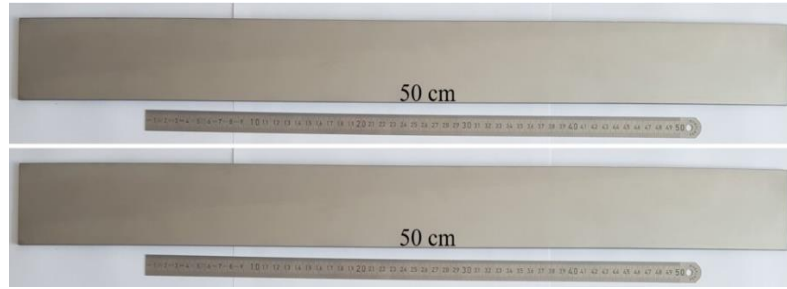
Çalışmada yararlanılan Rigaku Ultima IV -X-Ray Kırınım Spektrometresi ile 2 kW X-Ray Cu tüpten faydalanılarak Paralel Işın Demeti Taraması ve Bragg-Brentano Taraması yapılabilmektedir. Katı formdaki malzemeden alınan XRD sonuçları aranan fazları göstermediği için numuneler mekanik öğütme yöntemi ile toz haline getirilmiştir. XRD ölçümleri tamamen toz numuneler üzerinden alınmıştır.

### **3.2. MALZEMELERİN KAYNAKLI BİRLEŞTİRME İÇİN HAZIRLANMASI**

Bu çalışmadaki kaynaklı birleştirmeler için kullanılan Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım ve AISI 316L östenitik çelik malzemeler 720 x 70 x 3,125 mm ve 720 x 70 x 3 mm boyutlarında CNC lazer kesim yöntemi ile şeritler halinde kesilerek hazırlanmıştır. Alın altına kaynaklı birleştirme yapılacağı için şeritlerin kenarlarında kesimden kaynaklanan çapakların temizlenmesi ve yüzeylerin arasında boşluk kalmaması için tesviye işlemi yapılmıştır. Deneysel çalışmalarda kullanılan 995 x 720 x 3,125 mm ve 1000 x 700 x 3 mm malzemelerin şeritlere ayrılması için gereken teknik çizim Şekil 3.13'te gösterilmiştir. Kesme işlemi sonrası elde edilen şerit malzemeler Şekil 3.14'te paylaşılmıştır.



Şekil 3.13. Haynes 188 ve AISI 316L sac malzemelerin şeritlere ayrılması için teknik çizimi.



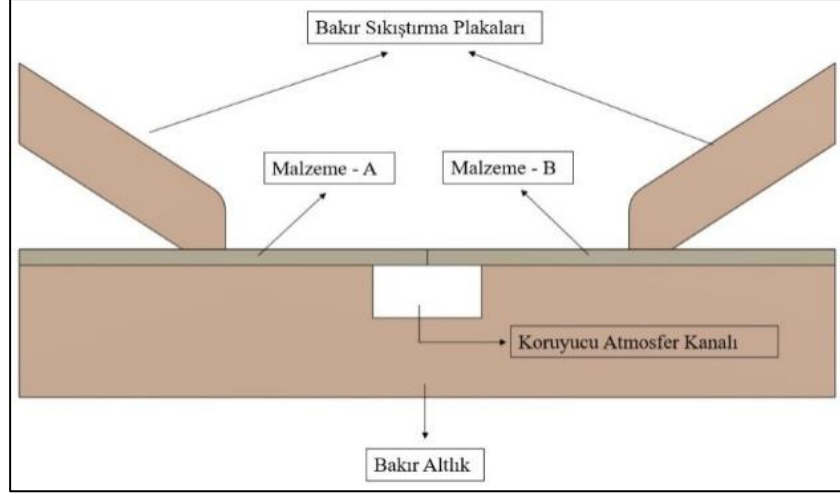
Şekil 3.14. Kaynaklı birleştirme için kullanılan şerit sac malzemeler; a) Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım, b) AISI 316L östenitik paslanmaz çelik.

Kesilerek hazırlanan şeritlerin yüzeylerinde bulunabilecek muhtemel kir ve yağlar kaynak işlemi öncesinde asetonla temizlenmiştir. Kaynak işlemi için hazırlanan şeritlere kaynak ağzı açılmamıştır.

### 3.2.1. Kaynak İşleminde Yararlanılan Bağlama Kalıbı

Şeritlerin kaynak işlemi sırasında distorsiyon oluşmaması ve sorunsuz birleştirme gerçekleştirilmesi için Force TIG kaynak makinesine kolon bom sistemiyle entegre bağlama ve soğutma sistemi kullanılmıştır. Kullanılan bağlama sistemi; temelde bakır bir altlık üzerine yerleştirilen kaynak yapılacak malzemenin üzerinden yüksek

basınçla bakır plakalar ile sıkıştırılması prensibine göre çalışmaktadır. Bağlama kalıbı olarak kullanılan alt ve üst bakır plakaların içinden soğutucu akışkan dolaştırılarak kaynak işleminde malzemede meydana gelen ısı hızlı şekilde uzaklaştırmaktadır. Şekil 3.15 ve Şekil 3.16’da bağlama kalıbının şematik gösterimi ve makro görüntüleri paylaşılmıştır.



Şekil 3.15. Bağlama kalıbının şematik gösterimi.



Şekil 3.16. Kaynak makinesine entegre iş parçası bağlama sistemi.

Force TIG kaynak makinesiyle kaynak işlemi esnasında kullanılan koruma gazı ile koruma atmosferi oluşturulurken, bağlama kalıbı üzerinde dikişin tam altına gelecek şekilde tasarlanan koruyucu atmosfer kanalı vasıtasıyla dikişin altından da koruma sağlanmıştır.

### 3.2.2. Kaynak Parametreleri

Kaynaklı birleştirme için kullanılacak parametreler ön deneyler yapılarak tespit edilmiştir. Optimum kaynak parametresini saptayabilmek için akım şiddeti haricinde diğer kaynak parametreleri; kaynak gerilimi, kaynak ilerleme hızı, ark boyu mesafesi, koruma gazı debisi sabit tutulmuştur. Çalışmada kullanılan aynı ve farklı cins metal birleştirmeleri için istenilen kaynak nüfuziyetini veren optimum kaynak parametreleri tespit edildikten sonra kaynak işlemi otojen olarak gerçekleştirilmiştir. Ön deneyler esnasında kullanılan kaynak parametreleri Çizelge 3.3'te verilmiştir.

Çizelge 3.3. Kaynak işleminde kullanılan parametreler.

Akım (A)	Voltaj (V)	İlerleme (cm/dk.)	Ark Mesafesi (mm)	Kök Gazı	Torç Gazı	Isı girdisi kJ/cm
250	14,4	60	4	Saf argon 11,5 Bar	%5 H-%95 Argon 22 L/dk.	2,52
260						2,62
265						2,67
270						2,72
272						2,74

Ayrıca kullanılan kaynak parametrelerinin ısı girdisi eşitlik 3.6'ya göre hesaplanmıştır.

$$Q = \eta \frac{I \times U}{v} \quad (3.6)$$

Q ısı girdisini; I kaynak akımını, U kaynak voltajını, V kaynak ilerleme hızını,  $\eta$  kaynak termal verimini ifade etmektedir ve 0,7 olarak kabul edilmiştir [104].

### 3.2.3. Kaynak İşlemi

Kaynak işlemi; EWM markasının 1000 A akım şiddeti kapasiteli, 15 lt tank kapasiteli su soğutma sistemli torç, soğuk ve sıcak tel sürme ünitesi ve 12 mm çapında tungsten elektrot kullanılabilen FT 1002 Force TIG modelindeki doğru akım invertör tip TIG kaynak makinesinin entegre edildiği otomatize edilmiş bir sistem ile

gerçekleştirilmiştir. Kaynak makinesi tam otomatik bir kolon bom sistemine uyumlu ve bağlantılı olarak çalışmaktadır. Kaynak işlemi öncesi bağlama sistemi ile sabitlenen malzeme 35 cm aralıklarla puntalanmıştır (Şekil 3.17).



Şekil 3.17. Kaynak işlemi öncesi malzemenin puntalanmış şekli.

Kaynak işlemi 60 cm/dk. sabit kaynak ilerleme hızı ile ilave tel kullanılmadan (otojen) yapılmıştır. Sırasıyla Şekil 3.18, Şekil 3.19 ve Şekil 3.20’de Force TIG kaynak makinesi, su soğutmalı torç ve kolon bom sistemi gösterilmiştir. Kaynak işlemi esnasında 22 lt/dk. gaz debisinde %95 argon-%5 hidrojen gazı karışımı korumasından yararlanılmıştır. Kaynak kökünü korumak için ise 11,5 bar basıncında saf argon gazından faydalanılmıştır.



Şekil 3.18. EWM marka FT 1002 Force TIG model TIG kaynak makinesi ve soğutma ünitesi.



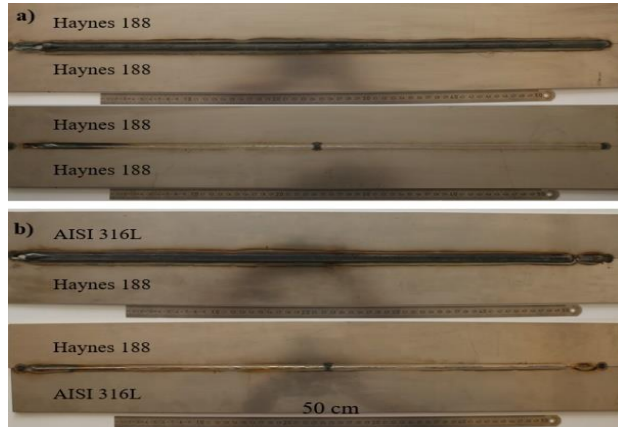


Şekil 3.19. Su soğutmalı kaynak torcu.



Şekil 3.20. Kaynak makinesinin bağlı bulunduğu kolon bom sistemi.

Çalışmada otojen olarak alın-alına Force TIG kaynak makinesiyle birleştirilen Haynes188-Haynes188 aynı cins ve Haynes188-AISI 316L farklı cins birleştirmelerinin ön ve arka yüzey görüntüleri Şekil 3.21'a ve Şekil 3.21'b de gösterilmiştir.



Şekil 3.21. Kaynaklı bağlantıların birleştirilme görüntüleri. a) Haynes188-Haynes188 aynı cins, b) Haynes188-AISI 316L farklı cins.

### 3.3. RADYOGRAFİK MUAYENE

Kaynaklı birleştirmelerde gaz boşluğu, nüfuziyet eksikliği, çatlak gibi kaynak süreksizliklerinin tespiti için tahribatsız muayene yöntemlerinden olan radyografik incelemeden faydalanılmıştır. Hizmet alımı yoluyla muayene işlemi XXGH marka 3005 model X-Ray radyografik muayene cihazı ile Kodak T200 film kullanılarak 12 saniye poz süresinde gerçekleştirilmiştir (şekil 3.22).



şekil 3.22. Kaynaklı birleştirmelerin radyografik muayenesinde yararlanılan cihaz.

### 3.4. ISIL İşLEM ve YAşLANDIRMA

Kaynaklı bağlantılara uygulanacak mukavemet arttırma ısıl işlemi Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakóltesi İmalat Mühendisliği bölümü bünyesinde bulunan 1600 °C sıcaklığa çıkabilen Protherm marka PLF 160/7 model ısıl işlem fırınından faydalanılmıştır. şekil 3.23'te ısıl işlem fırını gösterilmiştir.



şekil 3.23. Isıl işlem fırını.



Belirlenen sıcaklığa ısıtılan ısıtılma işlem fırınına numuneler yerleştirildikten sonra fırının tekrar ayarlanan sıcaklığa çıkması beklenmiştir. Daha sonra numuneler çözeltiyeye alma ve yaşlandırma ısıtılma işlem sürelerinde bekletilmiştir. Solüsyona alma ısıtılma işlemi sonrası numuneler sıcaklığı 20 °C olan suyun içinde hızlı soğutulmuştur. Kaynaklı bağlantılara uygulanan solüsyona alma ısıtılma işlemi ve soğuma yaşlanması mukavemet artırma yöntemlerinde kullanılan parametreler Çizelge 3.4'te sunulmuştur. Her bir parametre için iki numune test edilmiştir.

Çizelge 3.4. Yaşlandırma ısıtılma işleminde kullanılan parametreler.

Çözeltiyeye Alma Sıcaklığı	Çözeltiyeye Alma Süresi	Yaşlandırma Sıcaklığı	Yaşlandırma Süresi
1175 °C	1 saat	550 °C	2 saat
			5 saat
			10 saat
			48 saat
			96 saat

## BÖLÜM 4

### HAYNES 188 VE AISI 316L ANA MALZEMELERİN DENEYSEL SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Çalışmada yararlanılan yüksek çalışma sıcaklığına dayanıklı Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım ve östenitik paslanmaz çeliğin temin edildiği şekliyle, Force TIG kaynak makinesiyle elde edilen aynı ve farklı cins birleştirmelerinin oda sıcaklığı ve yüksek çalışma sıcaklıklarındaki özelliklerinin değerlendirilmesi ve karşılaştırılması amaçlanmaktadır. Bu sebeple tez çalışmasının deneysel sonuç bölümü üç kısımda ele alınacaktır.

#### 4.1. MALZEMELERİN KİMYASAL ANALİZİ

Ticari olarak temin edilen Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım ve AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi tayin edilmiştir ve aşağıdaki bölümlerde paylaşılmıştır.

##### 4.1.1. Haynes 188 Süper Alaşımın Kimyasal Analizi

Endüstriyel uygulamalarda yüksek çalışma sıcaklıklarında yararlanılan Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşımın kimyasal bileşimi belirlenmiş ve Çizelge 4.1'de paylaşılmıştır.

Çizelge 4.1. Haynes 188 süper alaşımın kimyasal bileşimi (% ağırlık).

Elementler	Ni	Cr	W	Fe	Mn	Si	Al	S	Nb	Mo	Co
Haynes 188	24,577	19,717	14,834	1,856	0,593	0,231	0,058	0,059	0,045	0,437	Kalan

Analiz sonuçları; çalışmada kullanılan süper alaşımın kimyasal bileşim içeriğinin üreticinin firmanın belirlediği limitler arasında olduğunu teyit etmektedir.

#### 4.1.2. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğin Kimyasal Analiz

Çalışmada kullanılan, yüksek çalışma sıcaklık ve korozyon direnci için tercih edilen ve geniş ölçekte kullanılan AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi belirlenmiş ve sonuçlar Çizelge 4.2’de paylaşılmıştır.

Çizelge 4.2. AISI 316L paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi (% ağırlık).

Elementler	Fe	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	S	P	Al	Cu	Co
AISI 316L	68,66	0,019	16,60	10,08	1,98	1,10	0,56	0,008	0,03	0,005	0,02	0,24

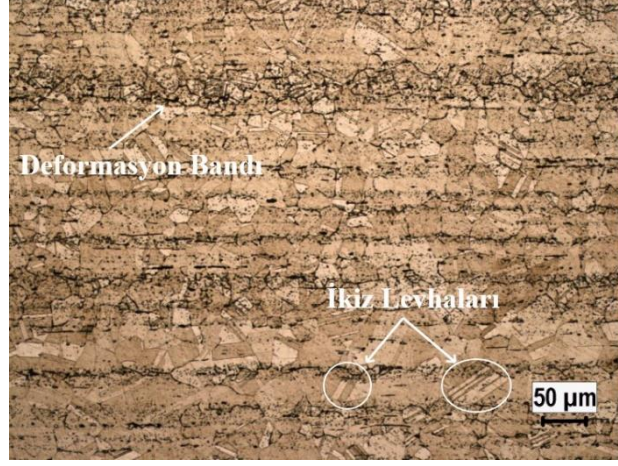
Analiz sonucu kullanılan östenitik paslanmaz çeliğin kimyasal bileşim içeriği üretici firmanın belirlediği limitler arasında olduğunu doğrulamaktadır.

#### 4.2. MİKROYAPI İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Ticari olarak temin edilen Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşım ve AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin ticari olarak temin edildiği şekliyle mikroyapısı incelenmiştir. Elde edilen mikroyapı görüntüleri ve değerlendirmeleri aşağıdaki bölümlerde paylaşılmıştır.

##### 4.2.1. Haynes 188 Süper Alaşımın Mikroyapı İncelemesi ve Değerlendirilmesi

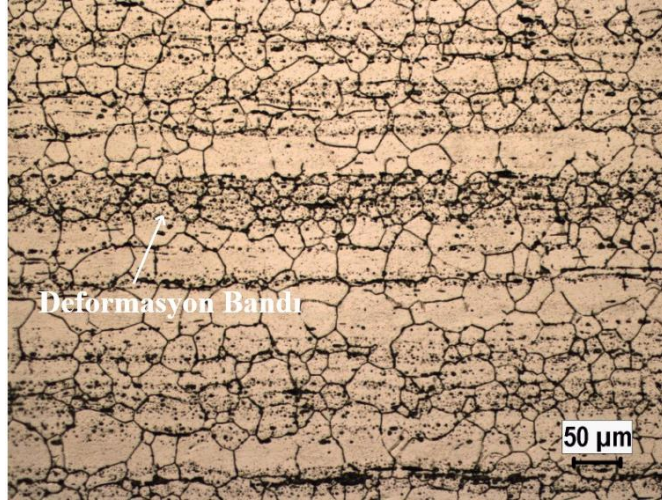
Yapılan incelemeler sonucunda kobalt esaslı süper alaşımının oda sıcaklığında eş eksenel tanelerden oluştuğu görülmektedir. Bazı tanelerde görülen ikizlenme çizgileri dikkati çekmektedir. Ayrıca tane içlerinde ve tane sınırlarında intermetalik veya karbür olduğu düşünülen oluşumlar da dikkati çekmektedir (Şekil 4.1).



Şekil 4.1. Haynes 188 süper alaşım mikroyapı görüntüsü.

#### 4.2.2. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğin Mikroyapı İncelemesi ve Değerlendirilmesi

Ticari olarak temin edilen AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin temin edildiği şekliyle mikroyapısı incelenmiştir. Optik mikroskop yardımıyla elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 4.2’de gösterilmiştir.



Şekil 4.2. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik mikroyapı görüntüsü.

AISI 316L östenitik paslanmaz çelikte eş eksenel östenit oluştuğu görülmektedir (Şekil 4.2). Temin edilen malzemenin yapısında üretim kaynaklı deformasyon

bantları da göze çarpmaktadır. Çeliğin östenit tane sınırlarında çok az miktarda delta ferrit fazının da oluştuğu düşünülmektedir.

### 4.3. MALZEMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN DEĞERLENDİRİLMESİ

Ticari olarak temin edilen Haynes 188 süper alaşım ve AISI 316L paslanmaz çelik malzemenin mekanik özellikleri, temin edildiği şekliyle ölçülüp üretici firma katalog değerleri ile karşılaştırılmıştır. Bu kapsamda malzemelerin çekme testleri ve sertlik ölçümleri yapılmıştır.

#### 4.3.1. Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi

Çalışmada yararlanılan malzemelerden TS EN ISO 6892-1 standardına uygun ölçülerde hazırlanan çekme test numunelerine oda sıcaklığında ( $\approx 25$  °C), 0.5 mm/dk. çekme hızında test uygulanmıştır. Deneysel hatalardan sakınmak için her bir malzeme için 3 adet numune test edilmiştir.

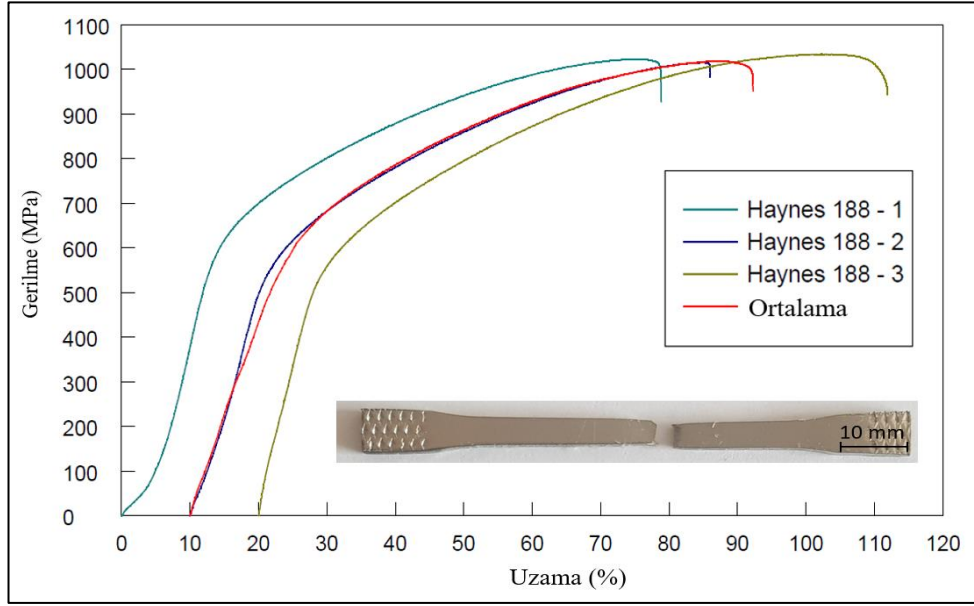
##### 4.3.1.1. Haynes 188 Süper Alaşımın Çekme Testi Sonucu ve Değerlendirilmesi

Çalışmada kullanılan Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşımın temin edildiği şekliyle oda sıcaklığında yapılan çekme test sonuçları Çizelge 4.3'te verilmiştir. Test ile elde edilen Haynes 188 süper alaşımın gerilme-uzama eğrisi Şekil 4.3'te gösterilmiştir.

Çizelge 4.3. Haynes 188 süper alaşım malzemenin çekme testi sonuçları.

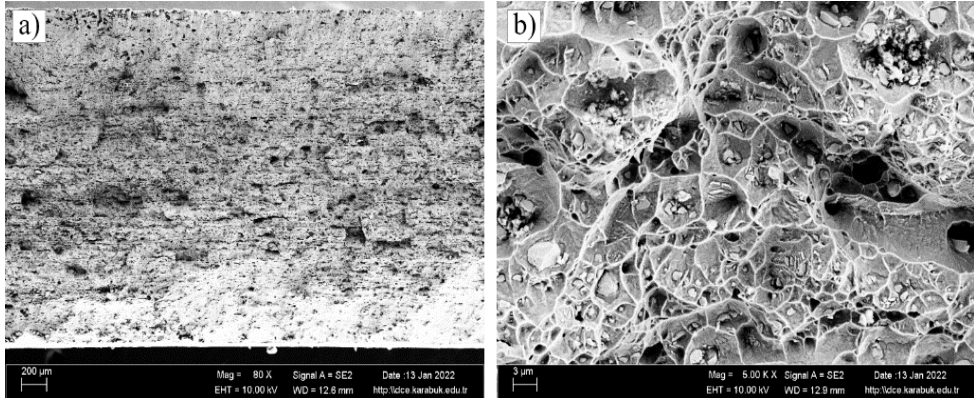
Numune Adı	%0,2 Akma Dayanımı [MPa]	Çekme Dayanımı [MPa]	Uzama [%]
Haynes 188-1	540	1022	75
Haynes 188-2	525	1016	74
Haynes 188-3	550	1035	82
Ortalama	<b>538</b>	<b>1024</b>	<b>77</b>
Katalog Değerleri [42]	483	982	50,9

Çizelge 4.3 ve Şekil 4.3'ten görüldüğü üzere; Haynes 188 süper alaşımın ortalama akma dayanımı 538 MPa, çekme dayanımı 1024 MPa ve uzama miktarı ise %77 olarak bulunmuştur. Haynes 188 süper alaşımın oda sıcaklığı çekme testi sonuçlarına göre akma ve çekme dayanımları ürün katalog değerlerinden yaklaşık %10, uzama miktarının ise yaklaşık %25 daha yüksek bulunmuştur. Bunun nedeninin malzemenin üretim yöntemiyle ilişkili olduğu düşünülmektedir.



Şekil 4.3. Haynes 188 süper alaşımın gerilme-uzama eğrisi grafiği.

Çalışmada ayrıca çekme test numunesinin kırık yüzeyi SEM ile detaylı bir şekilde incelenmiştir. Kırık yüzey görüntüsü Şekil 4.4'te paylaşılmıştır.

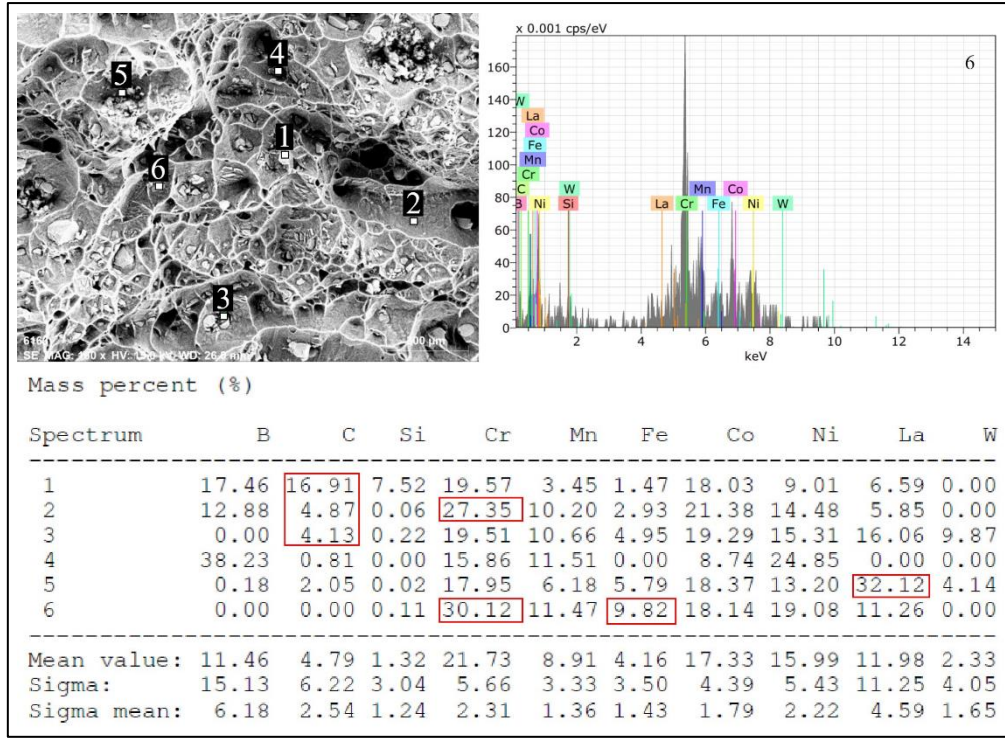


Şekil 4.4. Haynes 188 süper alaşımın oda sıcaklığında çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 80x b) 5000x.



Şekil 4.4'a da görüldüğü üzere; belirgin şekilde kesit daralması olduğu görülmektedir. Kırılma yüzeyindeki çukurcuklar sünek bir kırılma davranışıyla hasarın meydana geldiğine işaret etmektedir. Kırılma yüzeyinde çok sayıda farklı boyut ve şekilde çökeltilerin varlığı dikkat çekmektedir (Şekil 4.4b). Bu çökeltilerin bazıları çukurcuk içinde kırılma başlangıcına neden olduğu düşünülmektedir.

İlave olarak, numunenin kırılma yüzeyinden hasar başlangıcına ön ayak teşkil edecek unsurları belirlemek için EDS analizi gerçekleştirilmiştir. Elde edilen bulgular Şekil 4.5'te gösterilmiştir.



Şekil 4.5. Oda sıcaklığında test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

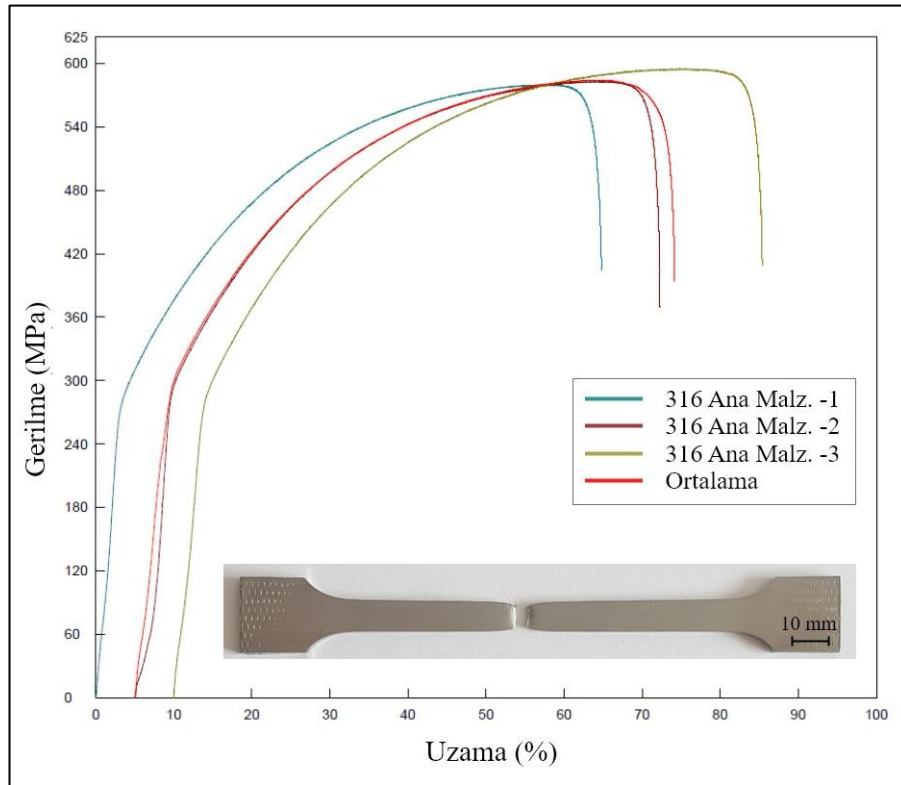
Kırık yüzeyde çukurcuk içlerinde kırılma başlangıcına neden olduğu düşünülen çökeltilerden (ikincil faz parçacıklarından) alınan analiz sonucuna göre karbon, tungsten, krom, nikel, lantanyum gibi elementlerin yüksek olması göze çarpmaktadır. Sonuçlar metal karbür ( $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$ ) çökeltilerinin ve/veya intermetalik fazların oluştuğunu teyit etmektedir

#### 4.3.1.2. AISI 316L Paslanmaz Çeliğin Çekme Test Sonucu ve Değerlendirilmesi

Çalışmada kullanılan AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin ticari olarak temin edildiği şekliyle çekme test sonuçları Çizelge 4.4'te verilmiştir. Çekme testi sonucunda elde edilen paslanmaz çeliğin gerilme-uzama eğrisi ise Şekil 4.6'da gösterilmiştir.

Çizelge 4.4. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik malzemenin çekme testi sonuçları.

Numune Adı	%0,2 Akma Dayanımı [MPa]	Çekme Dayanımı [MPa]	Uzama [%]
AISI 316L-1	283	580,15	59,04
AISI 316L-2	290	583,27	60,49
AISI 316L-3	282	595,14	65,14
<b>AISI 316L-Ortalama</b>	<b>285</b>	<b>586,18</b>	<b>61,55</b>
AISI 316L Katalog Değeri [97]	Min. 240	530-680	Min. 40

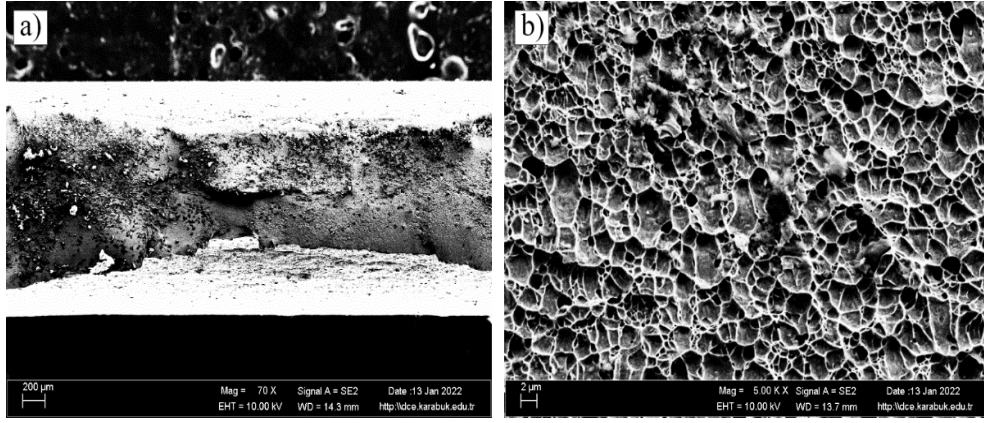


Şekil 4.6. AISI 316L paslanmaz çeliğin çekme testi gerilme-uzama eğrisi grafiği.



Çizelge 4.4 ve Şekil 4.6'ten görüldüğü üzere; AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin ortalama akma dayanımı 285 MPa, çekme dayanımı 586 MPa ve uzama miktarı ise %61,5 olarak bulunmuştur. Çekme testi sonuçları AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin akma ve çekme dayanımının üretici firma katalog değerleri aralığında olduğu tespit edilmiştir. Ancak uzama miktarının katalog değerinden bir miktar daha yüksek bulunmuştur. Bunun nedeninin malzemenin üretim yöntemiyle, yapısıyla veya tane boyutuyla ilişkili olduğu düşünülmektedir.

Çalışmada ayrıca çekme test numunesinin kırık yüzeyi SEM ile detaylıca incelenmiştir. Kırık yüzey görüntüsü Şekil 4.7'de paylaşılmıştır.



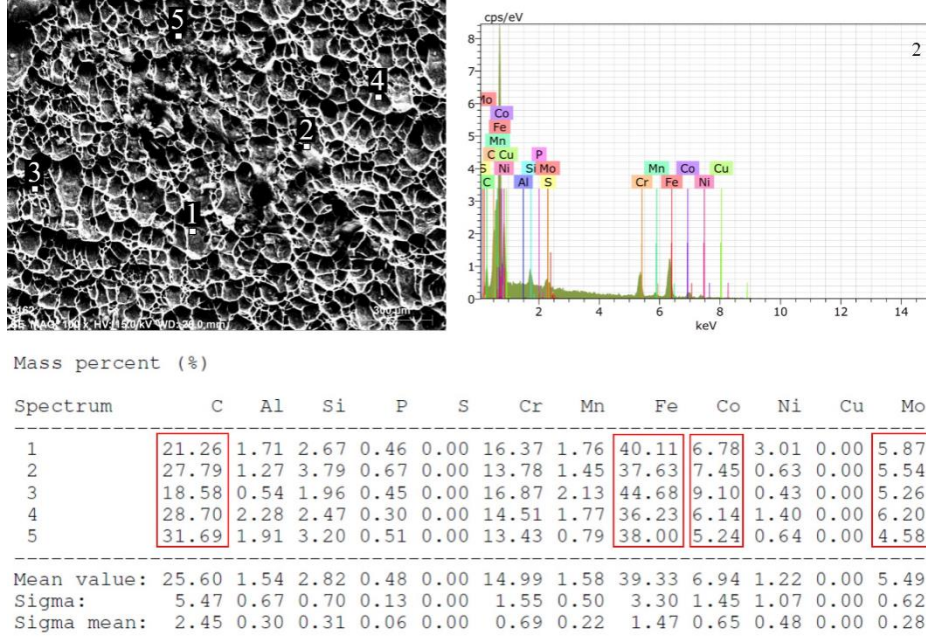
Şekil 4.7. AISI 316L paslanmaz çeliğin oda sıcaklığında çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 70x b) 5000x.

Şekil 4.7a'dan görüldüğü üzere; belirgin şekilde çekme test deney numunesinde kesit daralması meydana gelmiştir. Kırılma yüzeyindeki çukurcuklar, diğer bir ifadeyle bal peteğine benzer yapı sünek bir kırılma davranışıyla hasarın meydana geldiğine işaret etmektedir.

İlave olarak, numunenin kırılma yüzeyinden EDS analizi gerçekleştirilmiştir. Elde edilen bulgular Şekil 4.8'te gösterilmiştir.

Kırık yüzeyde çukurcuk içlerinde kırılma başlangıcına neden olduğu düşünülen ikincil faz parçacıklarından alınan EDS sonuçlarına göre karbon, molibden yüksekliği krom ve nikel elementlerin miktarının azalması göze çarpmaktadır.

Sonuçlar; krom karbür, molibden karbür gibi metal karbürlerin yanı sıra intermetaliklerin oluştuğuna işaret etmektedir.



Şekil 4.8. Oda sıcaklığında test edilen AISI 316L paslanmaz çelik çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

#### 4.3.2. Yüksek Sıcaklık Çekme Testi Sonuçları ve Değerlendirilmesi

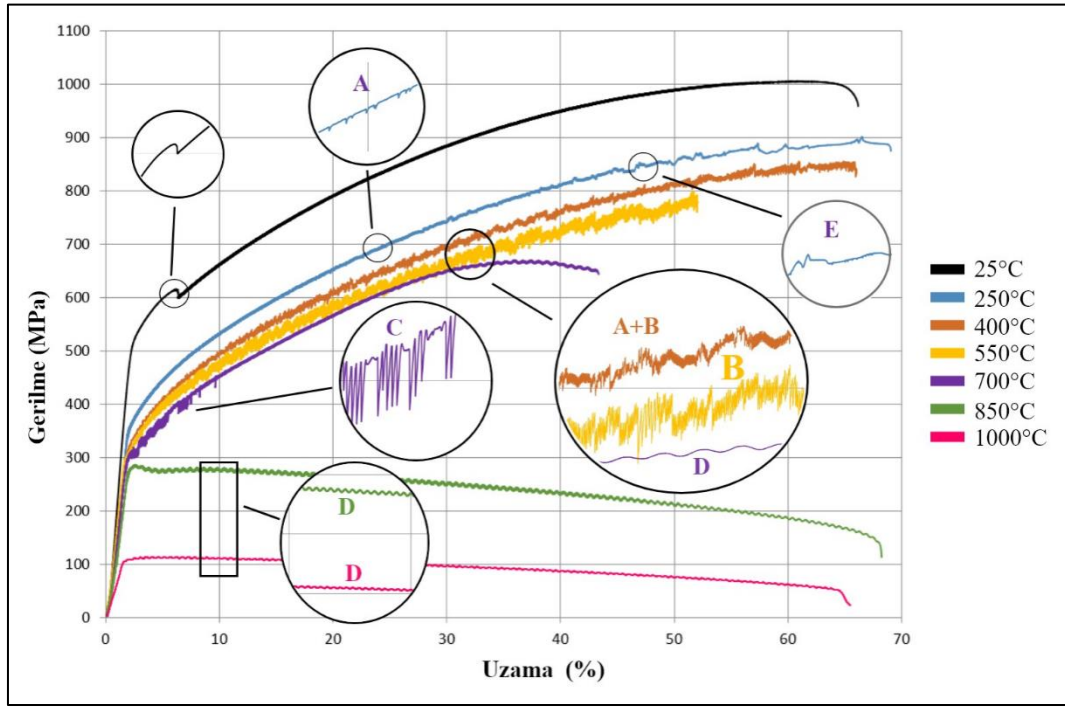
Çalışmada kullanılan Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşımın ve AISI 316L paslanmaz çeliğin temin edildiği şekliyle, aynı ve farklı cins kaynaklı birleştirmelerinin yüksek sıcaklık mekanik özelliklerinin karşılaştırılabilmesi için belirlenen sıcaklıklarda çekme deneyi yapılmıştır.

##### 4.3.2.1. Haynes 188 Süper Alaşımın Yüksek Sıcaklık Çekme Testi Sonucu ve Değerlendirilmesi

Haynes 188 süper alaşımın yüksek çalışma sıcaklıklarındaki dayanımlarını tespit etmek amacıyla yapılan sıcak çekme testinden elde edilen ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama, sertlik ölçümü ve hesaplanan sertleşme kapasitesi sonuçları verileri Çizelge 4.5'te verilmiştir. Elde edilen gerilme-uzama grafikleri ise Şekil 4.9'da gösterilmiştir.

Çizelge 4.5. Haynes 188 süper alaşımının yüksek çalışma sıcaklıklarında ortalama çekme test verileri.

Test sıcaklığı (°C)	%0,2 Akma Dayanımı (Mpa)	Çekme Dayanımı (Mpa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)	Sertlik (HRC)	Sertleşme Kapasitesi
25 °C	571,6 ± 8,6	1005,5 ± 0,6	60,9 ± 1,4	44,2	43,2 ± 0,7	0,76
250 °C	396,2 ± 3,8	891,1 ± 9,7	61,7 ± 0,9	42,9	44,1 ± 0,5	1,25
400 °C	361,8 ± 17,1	853,9 ± 2,1	58,7 ± 1,3	36,5	45,3 ± 0,8	1,36
550 °C	337,7 ± 4,5	822,0 ± 21,8	53,1 ± 7,2	30,3	45,7 ± 0,8	1,43
700 °C	313,3 ± 14,4	664,6 ± 3,6	36,2 ± 1,4	25,8	47 ± 1,3	1,12
850 °C	281,3 ± 1,0	283,8 ± 1,7	75,9 ± 8,8	58,4	34,1 ± 1,9	0,009
1000 °C	108,3 ± 0,8	114,5 ± 0,1	63,8 ± 1,2	43,1	25,6 ± 1,7	0,058



Şekil 4.9. Haynes 188 süper alaşımının yüksek çalışma sıcaklıklarındaki gerilme-uzama grafiği.

Temin edildiği şekliyle oda sıcaklığında test edilen Haynes 188 süper alaşımın ortalama akma dayanımı 571 MPa, çekme dayanımı 1005 MPa ve uzama miktarı %60,9 olarak bulunmuştur. Süper alaşımın akma, çekme dayanımı ve uzama miktarı artan çalışma sıcaklıklarına bağlı olarak azaldığı bulunmuştur. 250 °C, 400 °C, 550 °C, 700 °C, 850 °C ve 1000 °C 'de yapılan test sonuçları incelendiğinde gerilme-

uzama eğrisinin akma dayanımı ile başlayan plastik deformasyon bölgesinde görülen dinamik yaşlanmanın göstergesi olan testere dişi formunun diğer bir ifadeyle plastik şekil değiştirme bölgesinde kararsız akma oluştuğu görülmektedir. 250 °C'de yaklaşık %40 uzamadan sonra başlayan dinamik gerinim yaşlanma, sıcaklık arttıkça akma noktasından itibaren başladığı görülmektedir. Gerilme-uzama grafiği incelendiğinde 700 °C sıcaklığa kadar Haynes 188 süper alaşımın oda sıcaklık dayanım değerlerinin yaklaşık %65'ini sağladığı görülmektedir. 850 °C ve 1000 °C de yapılan testlerde ise akma dayanımına ulaşıktan sonra gerilmenin yatay seyrederek oda sıcaklığına yakın bir süneklik gösterdiği tespit edilmiştir.

Şekil 4.9'dan görüldüğü üzere, test sıcaklığındaki artışla Haynes 188 süper alaşımın akma, çekme dayanımlarını ve uzama miktarlarının azaldığı tespit edilmiştir. Test sıcaklığının 25 °C den 700 °C 'ye kadar olan artışında numunelerin sırasıyla akma dayanımları %39,47, çekme dayanımında %33,9 ve uzamaları ise yaklaşık %40,5 azalmıştır. 250 °C, 400°C ve 550 °C'de test edilen sonuçlar incelendiğinde sıcaklığa bağlı olarak sırasıyla akma ve çekme dayanımlarının azaldığı görülmektedir. Dikkat çeken husus şudur ki; 400°C ile 550°C arasındaki akma ve çekme dayanımlarındaki azalma eğiliminin diğer sıcaklıklar arasındakine göre daha az olduğu görülmektedir. Bu azalışın bu sıcaklıklar arasında dinamik gerinim yaşlanmasına bağlı sertlik artışıyla ilişkili olduğuna işaret etmektedir. Test sıcaklığının 850 °C ve 1000 °C artışlarında ise akma ve çekme dayanımında benzer azalma devam ederken, şekillendirilebilirliklerinde ise belirgin artış görülmektedir. Çalışmada test için belirlenen maksimum sıcaklık olan 1000 °C'de ana malzeme çekme ve akma dayanımı 114,5 MPa ve 108,3 MPa olarak tespit edilirken, uzama miktarı %63,8 olarak belirlenmiştir. Ancak en fazla uzama 850 °C sıcaklıkta test edilen numunede %75,9 olarak tespit edilmiştir. Benzer şekilde, yüksek sıcaklıklarda malzemelerin çekme dayanımının azaldığı yapılan çalışmalarda rapor edilmiştir[105,106].

Şekil 4.9'da Haynes 188 süper alaşımın farklı sıcaklıklardaki gerilme-gerinim diyagramları incelendiğinde; sürekli akma davranışı sergiledikleri görülmektedir. Plastik şekil değişiminin en belirgin olarak görüldüğü bölgenin, diğer bir ifadeyle akma noktası ile maksimum çekme noktası arasındaki eğiminin, test sıcaklığının

25 °C den 700 °C 'ye kadar olan artışında gerilme eksenine doğru benzer şekilde yaklaştığı diğer bir ifadeyle dikleştiği görülmektedir.

Alaşım 718 olarak adlandırılan süper alaşımda olduğu gibi, bu çalışmada oda sıcaklığında test edilen Haynes 188 süper alaşım numunede düşük gerinim oranlarında gerilme düşüşü şeklinde bir akma dikkati çekmektedir [19].

Dinamik deformasyon yaşlanma (DSA) davranışının en belirgin özelliği olan testere dişi şeklinde kararsız akma Şekil 4.9'da 250 °C, 400 °C, 550 °C, 700 °C sıcaklıklarda test edilen numunelerin gerilme-uzama eğrisi üzerinde belirgin olarak görülmektedir. 250 °C'de yaklaşık %20 uzamadan sonra oluşan kararsız akma, sıcaklık arttıkça akma noktasından itibaren başladığı görülmektedir. Yüksek sıcaklıklarda zig-zag şeklindeki kararsız akış dinamik gerinim yaşlanmasına atfedilir. Plastik şekil değişimi sırasında gerilmeye bağlı sistematik olarak tekrar eden bu dalgalanmalar, plastik kararsızlık, Portevin-Le Chatelier (PLC) etkisi olarak adlandırılır [92,94,107]. Çözünen atomların hareketli dislokasyonlarla etkileşimin sonucu olarak plastik deformasyon sürecindeki kararsızlık için en çok kabul gören mekanizma dinamik gerinim yaşlanmasıdır. Eğri üzerindeki her gerilme düşüşü bir bant oluşumu ile eşleşir [84]. Plastik şekil değiştirme bölgesinde oluşan bu dalgalanma çeşidi gerinim oranı ve sıcaklığa bağlıdır [85]. Daha önce de ifade edildiği üzere, dinamik gerinim yaşlanmasının tipik görünümü gerilme-uzama eğrisinde meydana gelen kararsız akma davranışı ile kendini göstermektedir. Literatürde A, B, C, D ve E tipi olmak üzere beş farklı tipte kararsız akma olduğu bildirilmiştir ve önceki bölümlerde açıklanmıştır [86–90].

Gerilme-gerinim eğrisi üzerinde daha yüksek gerinim oranlarında A tipi kararsız akma görülmektedir. A tipi kararsız akma davranışı dinamik gerinim yaşlanmasının yer alan atomlarınca desteklendiği salınımlardır. Bu tip kararsız akmada gerinim oranı sıçramasından sonra salınımlar hala görülebilir. Fakat oldukça zayıf olduğu rapor edilmektedir [108].

Çalışmada 250 °C sıcaklıkta test edilen numunede olduğu gibi yüksek gerinim oranlarında arayer atomu olan karbon ve bor gibi atomların dislokasyonlarla etkileşimi sonucu A tipi kararsız akma %20 ile %40 uzama miktarları arasında

görülmektedir. Hale ve diğerleri Ni esaslı süper alaşımlarda plastik deformasyon sırasındaki kararsız akmanın düşük sıcaklıklarda karbon gibi arayer atomlarının difüzyonu ve yüksek sıcaklıklarda molibden ve krom gibi yer alan atomların difüzyonu ile ilişkili olduğunu iddia etmektedir [92,109]. Difüz eden çözünen atomların hareketli dislokasyonlarla etkileşimi teorisi ilk olarak Cottrell [110] ve daha sonra diğer araştırmacılar [111,112] tarafından belirtilmiştir. 250 °C de yaklaşık %30 uzamadan sonra E tipi düzensiz ve tanımlanamayan tipte dalgalanmaların olduğu görülmektedir. Büyük gerilmelerde tekrarlanan bant yayılımı nedeniyle oluşan gerinim gradyanları dağılmakta ve E tipi kararsız akma davranışı sırasında çok az çalşıma sertleşmesi oluşmaktadır [90].

400 °C sıcaklıkta test edilen numunelerde akma noktasından itibaren kararsız akma davranışı görülmektedir. Meydana gelen kararsız akma A+B tipindeki kararsız akış ile ayırt edilir. Yaklaşık %15 gerinim oranından sonra kararsız akma davranışın genliği artarak kopma noktasına kadar devam etmektedir. Bu tipte, büyük gerilme düşüşleriyle birlikte küçük tekrarlayan salınımlar görülür. Bununla birlikte, 550 °C'de test edilen numuneler için kararsız plastik akış (B tipi) dalgalanma gözlemlenmiştir. Daha önce de belirtildiği gibi, B tipi kararsız akış daha düşük gerilme oranları için biraz daha yüksek sıcaklıklarda görülmektedir. Karbon arayer atomunun sorumlu olduğu dinamik gerinim yaşlanması için aktivasyon enerjisi, orta sıcaklıklardaki süper alaşımlarda 50-130 kJ/mol aralığındadır [108]. Bu sıcaklık aralığında sürekli akma ve negatif gerinim hızı duyarlılığının gözlemlenebileceği bildirilmektedir [108]. Deformasyon sırasında 400 °C-550 °C gibi sıcaklıklarda sertleşme, süneklikte azalma ve A+B ve B tipindeki kararsız akma dinamik gerinim yaşlandırılması olarak isimlendirilir.

700 °C'de test edilen numunelerde, farklı gerinim oranlarında C ve D tipinde kararsız akışlar görülmektedir. Düşük gerinim oranlarında, akma noktası ile %10 uzama arasında C tipi dalgalanmalar görülmektedir. Yaklaşık %30 uzama ile kopma noktası arasında yüksek gerinim oranlarında D tipi kararsız akış meydana gelmiştir. Bu durum, C veya B arayer atomlarının etkisinden ziyade ilgili yer alan atomlarının etkisiyle ilişkilidir. Cr, Co, Mo ve W gibi yer alan atomlarının bu sıcaklıktaki difüzyonu, arayer atomlara kıyasla oldukça düşüktür. Bazı araştırmacılar, aktivasyon

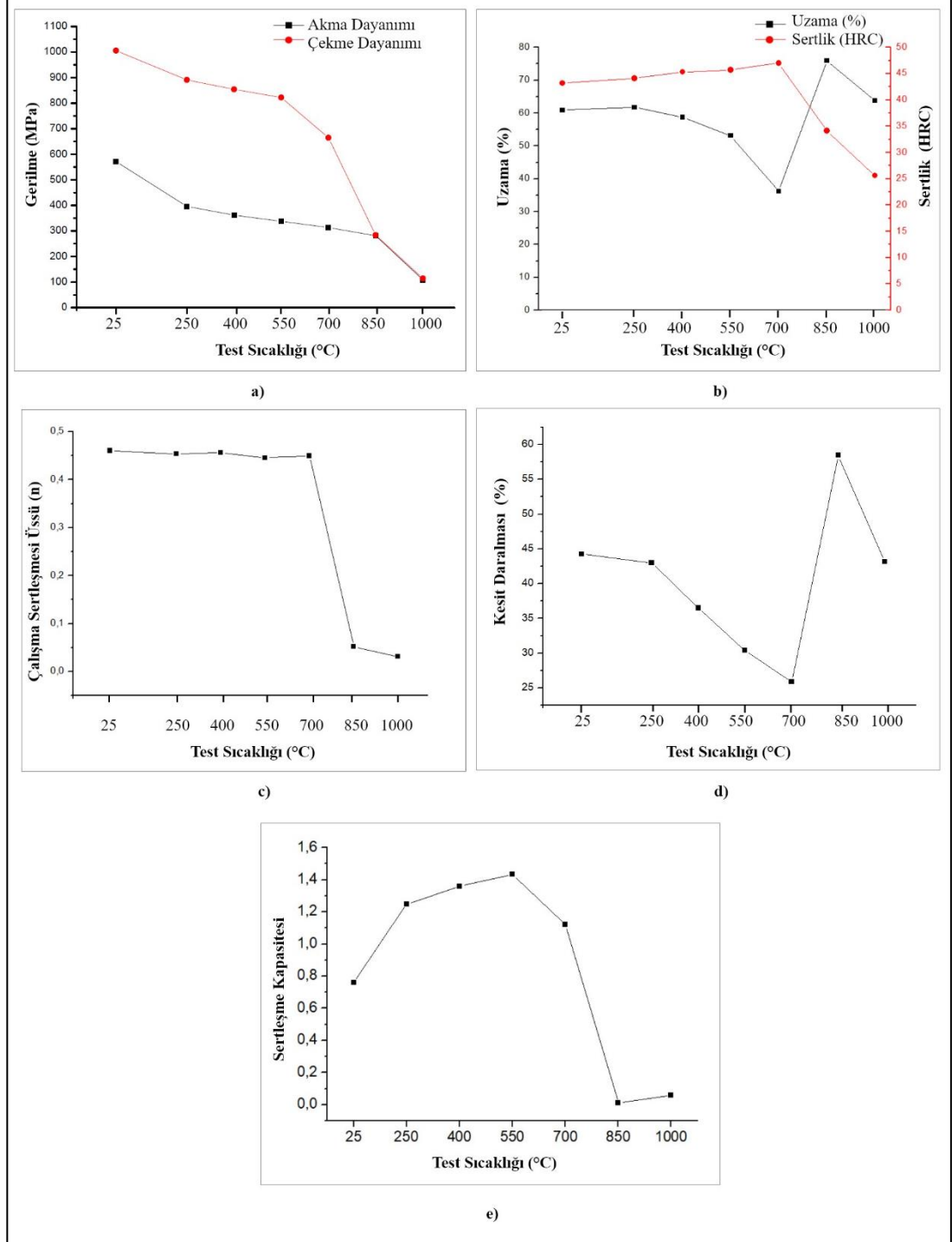
enerjisinin 90 kJ/mol olarak ölçüldüğü orta sıcaklıklarda bile dinamik gerinim yaşlanmasının yer alan atomlarla ilişkili olduğunu iddia etmektedir. Bu iddiaya göre, yer alan atomların difüzyonu için aktivasyon enerjisi yaklaşık 100 kJ/mol'dür [108]. Yüksek gerinim oranlarında eğri üzerinde D tipi kararsız akma görülür. D tipi kararsız akış, dinamik gerinim yaşlanmasının yer alan atomlar tarafından desteklendiği dalgalanmalardır. Yapılan çalışmalarda bu tip dalgalanmaların oldukça zayıf olduğu, ancak yine de görülebildiği ifade edilmektedir [108].

Yüksek deformasyon hızında ve düşük sıcaklıkta, dinamik gerinim yaşlanmasının oluşması için çözünen atomların difüzyonu dislokasyondan daha yavaştır. Bununla birlikte, düşük deformasyon hızı ve yüksek sıcaklıkta, çözünen atomlar dislokasyonları yakalayamayabilir ve dinamik gerinim yaşlanması davranışı ortadan kalkabilir [109,113]. D tipi dalgalanmaların, yüksek gerilmelerde oluşan kayma bandı yayılmasının tekrarlanan çekirdeklenmesinden kaynaklandığı belirtilmektedir [88,93]. Çalışmada, dinamik gerinim yaşlanmasının bir göstergesi olan kararsız akmanın 850 °C ve 1000 °C gibi yüksek test sıcaklıklarında çok küçük dalgalanma şeklinde yani D tipinde ortaya çıktığı ve sünekliliğin yeniden artmasının çözünen atomların ve dislokasyonların birlikte hareket etmesine bağlanabileceği belirtilmiştir. D tipi kararsız akış dinamik gerinim yaşlanmasının yer alan atomlarınca desteklendiği salınımlardır. Bu tip kararsız akışta gerinim oranı sıçramasından sonra salınımlar hala görülebilir fakat oldukça zayıftırlar.

Bulgular, dinamik gerinim yaşlanması davranışının en belirgin özelliği olan kararsız akmanın, 25 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda test edilen numunelerde değişik gerinim oranlarında farklı dalgalanma tipleri şeklinde meydana geldiğini göstermektedir. Bununla birlikte, 850 °C ve 1000 °C'de test edilen numunelerde dalgalanmalar daha zayıftır. Hareketli dislokasyonlar ile C ve B gibi arayer atomların veya Cr, Co, Mo ve W gibi yer alan atomların etkileşimi nedeniyle kararsız akmanın göstergesi olan dalgalanmalar dinamik gerinim yaşlanması oluşumunun kanıtıdır.

Haynes 188 süper alaşımının sıcaklık değişimine bağlı akma ve çekme dayanımı değişim grafiği Şekil 4.10a'da gösterilmiştir. Şekil 4.10b-e'de ise sırasıyla test

sıcaklığı değişimine bağlı % uzama, sertlik, çalışma sertleşmesi üssü (n), kesit daralması ve sertleşme kapasitesi grafikleri paylaşılmıştır.



Şekil 4.10. Haynes 188 süper alaşımın test sıcaklığına bağlı olarak, a) çekme ve akma dayanım eğrisi, b) % uzama ve sertlik eğrisi, c) çalışma sertleşmesi üssü eğrisi d) kesit daralması eğrisi, e) sertleşme kapasitesi eğrisi.



Şekil 4.10a'dan görüldüğü gibi; test sıcaklık artışına bağlı olarak numunelerin çekme ve akma dayanımı sürekli bir düşme göstermektedir. AISI 304LN paslanmaz çeliğin akma ile çekme dayanımı arasındaki oranın oda sıcaklığında yaklaşık 0,36-0,40 arasında ve karbon çeliğinden daha düşük olduğu rapor edilmektedir [87]. Çalışmada; oda sıcaklığındaki Haynes 188 süper alaşımın akma ile çekme dayanımı arasındaki oran ise 0,57 olarak bulunmuştur. Şekil 4.10a'dan görüldüğü gibi Haynes 188 süper alaşımın test sıcaklık artışıyla beraber akma ve çekme dayanımı arasındaki farkın azalmasına bağlı olarak bu oran 0,94 değerine kadar yükseldiği tespit edilmiştir. Literatür araştırmaları artan test sıcaklığına bağlı olarak östenitik paslanmaz çeliklerin çekme ve akma dayanımındaki azalmanın nedeninin, çekme sırasında çözünen atomlar ile (C, Ni ve Cr) dislokasyonlar arasındaki etkileşime bağlı olarak meydana gelen dinamik gerinim yaşlanması olduğunu göstermektedir [114]. Benzer şekilde çalışmada artan test sıcaklığına bağlı olarak Haynes 188 süper alaşımın akma, çekme dayanımı ve şekillendirilebilirlikteki azalmanın nedeninin, çekme test işlemi sırasında çözünen atomlar ile (C, B, Ni ve Cr) dislokasyonlar arasındaki etkileşime bağlı olarak meydana gelen DSA olduğu düşünülmektedir.

Şekil 4.10b'de grafiksel olarak gösterilen % uzama ile sıcaklık arasındaki ilişki; 700 °C kadar test sıcaklığın artması ile şekillendirilebilirlik sürekli azalma gösterirken, bunun üzerindeki test sıcaklıklarında tekrar artış göstermektedir. 850 °C sıcaklıkta ise maksimum şekillendirilebilirlik göstererek oda sıcaklığında elde edilen uzama miktarına (%60,9) göre %75,9 arttığı tespit edilmiştir. Dislokasyonlar ile arayer atomlarının etkileşiminden dolayı çalışma sertleşmesi oranının 25 °C ile 700 °C sıcaklıklar arasında birbirlerine çok yakın bulunmasının yanı sıra dinamik gerinim yaşlanmasının oluşumu uzamadaki azalmanın sebebi olarak gösterilebilir.

Çalışmada 850 °C ve 1000 °C gibi yüksek test sıcaklıklarında dinamik gerinim yaşlanmasının göstergesi olan kararsız akış çok küçük dalgalı şekilde, yani A tipi meydana gelmesi ve şekillendirilebilirlikte tekrar artış çözünen atomlar ile dislokasyonların birlikte hareket etmesine atfedilebilir. Bu durum kayma bandının yayılması sırasında çalışma sertleşmesine sebep olmaması olarak değerlendirilmektedir.

DSA davranışının en önemli göstergesi olan çalışma sertleşmesi üssü de çalışmada Holloman eşitliğinden yararlanılarak hesaplanmıştır. Birleştirmelerin çekme test sıcaklığı ile çalışma sertleşme üssü arasındaki ilişki grafiksel olarak gösterildiği Şekil 4.10c'den yararlanılarak açıklanmıştır. Çalışma sertleşmesi üssü “n” değeri oda sıcaklığında 0,46'dan 550 °C sıcaklıkta 0,4458'e azalırken, 700 °C sıcaklıkta test edilen numuneler için çok az artarak 0,45 olarak bulunmuştur. Çalışma sertleşmesi oda sıcaklığından 700 °C sıcaklığa kadar artan sıcaklıkla çok az azalma eğilimi gösterirken, diğer bir ifadeyle neredeyse sabit kalırken, 850 °C ve üzerindeki sıcaklıkta test edilen numuneler için ani bir azalma göstermiştir.

Bu çalışmada Haynes 188 süper alaşımının “n” değerleri ise oda sıcaklığı ile 1000 °C sıcaklık aralığında 0,46 ile 0,03 arasında değişim göstermektedir. Çalışma sertleşmesi üssü “n” değerinin yüksek olması ve 700 °C sıcaklığa kadar değişim göstermemesi, daha önce de ifade edildiği gibi daha fazla soğuk şekillendirmeye direnç anlamına gelebilir. Benzer şekilde Muhamed vd. [87], AISI 316L östenitik paslanmaz çeliklerin kaynaklı ve kaynaklı olmayan numunelerinin yüksek sıcaklıklardaki çekme davranışlarını incelemiş ve kaynak edilmemiş numunelerin, daha yüksek şekillendirilebilirliklerinden dolayı daha yüksek “n” değerlerine sahip olduğunu rapor etmişlerdir. DSA sertleşmesi katı eriyik içerisindeki serbest arayer atomlarının bulunmasına bağlıdır. Katı eriyik içerisinde bağlanmamış C, N ve B gibi arayer atomlarının miktarında artış dislokasyonlarla etkileşime girerek şekillendirilebilirlikle azalmaya neden olur. Malzemelerin yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip bölgesinde dinamik gerinim yaşlanması meydana geldiği sıcaklıklardaki ortaya çıkan yüklerin etkisiyle meydana gelen gerinimle plastik bölge içerisinde çatlak ucu oluşumuna sebep olduğu rapor edilmiştir [87].

DSA sertleşmesi, plastik deformasyon esnasında meydana gelen yaşlanma olarak tanımlanmaktadır. Dinamik gerinim yaşlanmasının düşük karbonlu çeliklerde en çok görüldüğü sıcaklık 150 °C ile 250 °C aralığıdır. Bu sıcaklık aralığında meydana gelen DSA olayı C ve N atomlarının yüksek sıcaklıkta dislokasyonların hareketini engellemesinden dolayı oluşmaktadır. DSA sertleşmesi çekme testi sırasında sıcaklığın etkisiyle hareket eden dislokasyonlar ile arayer atomlarının etkileşiminden kaynaklanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonucunda

dislokasyonlar ile arayer atomlarının etkileşiminden dolayı gerilme-gerinim diyagramında testere dişi gibi kararsız akma davranışı ve çalışma sertleşmesi oranında 700 °C test sıcaklığına kadar bir azalma görülmemektedir. Bu durum dinamik gerinim yaşlanma sertleşmesinin Haynes 188 süper alaşımda oluştuğunu göstermektedir. DSA, C veya N difüzyonuna bağlı 126 °C ile 296 °C sıcaklık aralığında östenitik paslanmaz çeliklerde oluşurken, Cr difüzyonu sayesinde 426 °C ile 596 °C sıcaklık aralığında oluştuğu Lino ve Nakaraha [115] tarafından rapor edilmiştir. Çalışmada 250 °C ile 700 °C sıcaklığa kadar test edilen Haynes 188 süper alaşımda DSA oluşumu gerinim sertleşmesi üssü değerinde azalma meydana gelmemesi ile açıklanabilir. Ayrıca, belirtilen sıcaklıklarda test edilen numunelerin gerilme-uzama eğrisinin plastik şekil değiştirme bölgesinde kararsız akma şeklinde meydana gelen farklı tip salınımlar DSA oluşumunu teyit etmektedir.

Ana malzemenin çekme test sıcaklığı ile kesit daralması arasındaki ilişki grafiksel olarak gösterildiği Şekil 4.10d'den yararlanılarak açıklanmıştır. Artan test sıcaklığına bağlı olarak 700 °C sıcaklığa kadar DSA ilişkili sertlik artışından dolayı kesit daralmasındaki belirgin azalma bunun üzerindeki test sıcaklıkları için yerini artışa bırakmıştır.

Dinamik gerinim yaşlanması davranışının en önemli göstergesi olan sertleşme kapasitesi de deneysel çalışma bölümünde belirtilen eşitlik 3.5'ten yararlanarak hesaplanmıştır. Çekme test sıcaklığı ile sertleşme kapasitesi arasındaki ilişki grafiksel olarak gösterildiği Şekil 4.10e'den yararlanılarak açıklanmıştır. Sertleşme kapasitesi değeri oda sıcaklığında 0,76'dan 550 °C sıcaklıkta 1,43'e yükselirken, 700 °C sıcaklıkta test edilen numuneler için çok az düşerek 1,12 olarak bulunmuştur. Sertleşme kapasitesi oda sıcaklığından 550 °C sıcaklığa kadar artan sıcaklıkla belirgin artış eğilimi gösterirken, 700 °C sıcaklıkta az da olsa azalması DSA etkisinin en fazla 550 °C sıcaklıkta test edilen numunede görüldüğüne işaret etmektedir. 700 °C üzerindeki sıcaklıklarda sertleşme kapasitesinde belirgin bir azalma diğer bir ifadeyle DSA etkisinin kaybolduğunu göstermektedir.

Oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonrası kopan numunelerin görüntüleri Şekil 4.11'de gösterilmiştir.



Şekil 4.11. Haynes 188 süper alaşım malzemenin sıcak çekme testi sonrası numune görüntüleri.

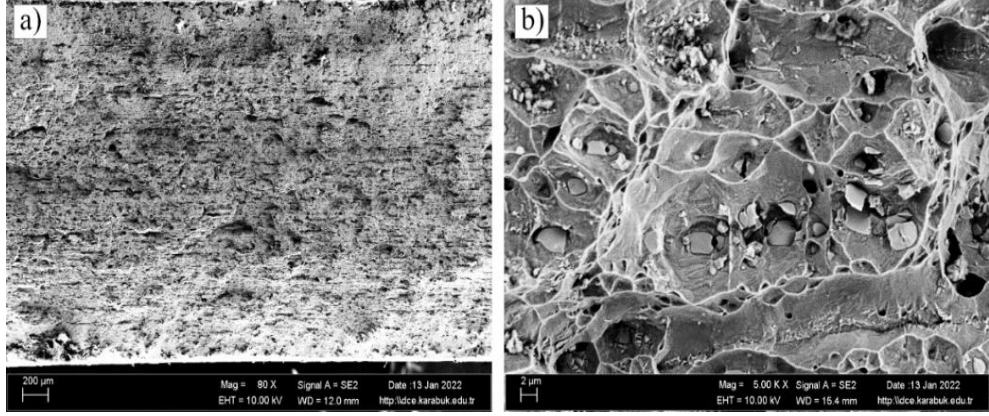
Farklı sıcaklıklarda çekme testine tabi tutulan numunelerin DSA bağlı sertlik artışıyla ilişkili 250 °C-700 °C arasındaki sıcaklıklarda uzama miktarlarındaki azalma belirgin şekilde Şekil 4.11’de görülmektedir.

Çalışmada 25 °C üzerindeki sıcaklıklarda çekme testine tabi tutulan numunelerin kırılma davranışını belirlemek için kırık yüzey incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca test sırasında kırılma başlangıcına katkı sağlayabileceği düşünülen çökeltilerin üzerinden EDS analizleri gerçekleştirilmiştir.

Şekil 4.12’de Haynes 188 süper alaşımın 250 °C’de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü paylaşılmıştır.

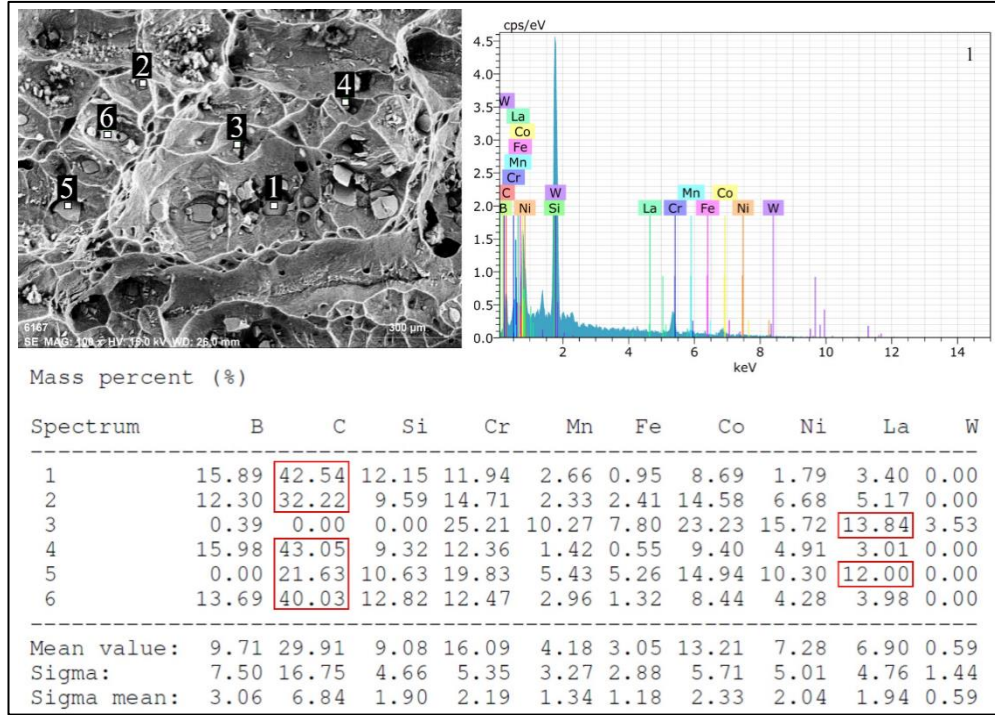
Kırık yüzey görüntüsü 250 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 alaşımının çukurcukların boyutunun belirgin şekilde büyüdüğü görülmektedir. Genel olarak sünek olarak intergranular kırılma biçimi görülen kırılma yüzeyinde dinamik yaşlanmayla ilişkili sertlik artışından dolayı bazı tanelerin transgranular klivaj olarak

ayrıldığı görülmektedir. Çukurcuklar içerisindeki çökeltilerin çatlak başlangıcı oluşumuna katkı sağladığına inanılmaktadır.



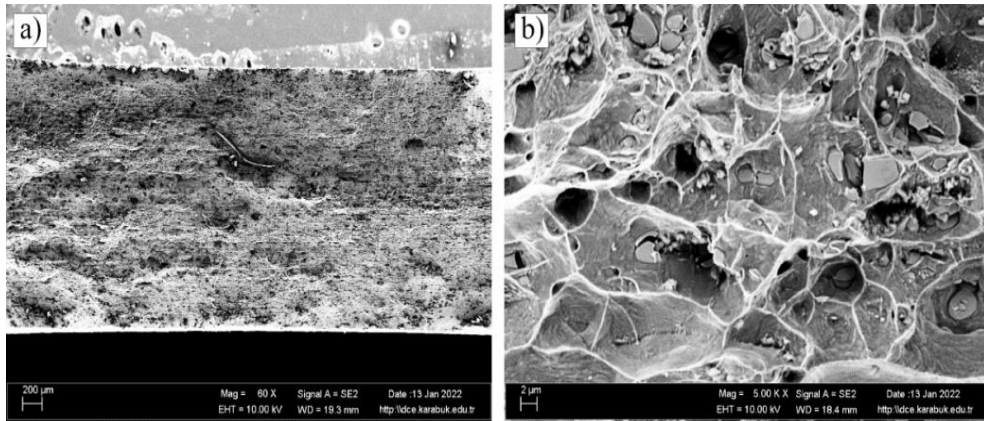
Şekil 4.12. Haynes 188 süper alaşımın 250 °C’de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 80x b) 5000x.

Kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden EDS analizi alınmış sonuçlar Şekil 4.13’te gösterilmiştir. EDS sonuçları karbon, molibden, lantanyum ve silisyum elementlerindeki artışa, krom, nikel, tungsten ve kobalttaki azalmanın yapıda metal karbür veya intermetalik bileşenlerin çökeldiğine işaret etmektedir. Bunların,  $M_{23}C_6$  fazı ( $(Cr, Fe, W, Mo)_{23}C_6$ ),  $M_6C$  fazı ( $Fe_3Mo_3C, Fe_3W_3C, Fe_4W_2C, Fe_3Nb_3C$ ),  $M_7C_3$  fazı ( $Cr_7C_3$ ) tipi metal karbür olması muhtemeldir. Benzer metal karbürlerin Haynes 188 süper alaşımda oluştuğu rapor edilmektedir [33]. Bu oluşumlar  $\mu$  fazı  $Co_7W_6$ ,  $(FeCo)_7(Mo,W)_6$ , laves fazı ( $Fe_2Nb, Fe_2Ti, Fe_2Mo, Co_2Ta$  ve  $Co_2Ti$ ) yanı sıra  $\sigma$  fazı ya da intermetalik bileşenler ( $FeCr, FeCrMo, CrFeMoNi, CrCo$ , and  $CrNiMo$ ) olabilir.



Şekil 4.13. 250 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

Çalışmada Şekil 4.14'te Haynes 188 süper alaşımın 400 °C'de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü gösterilmiştir.



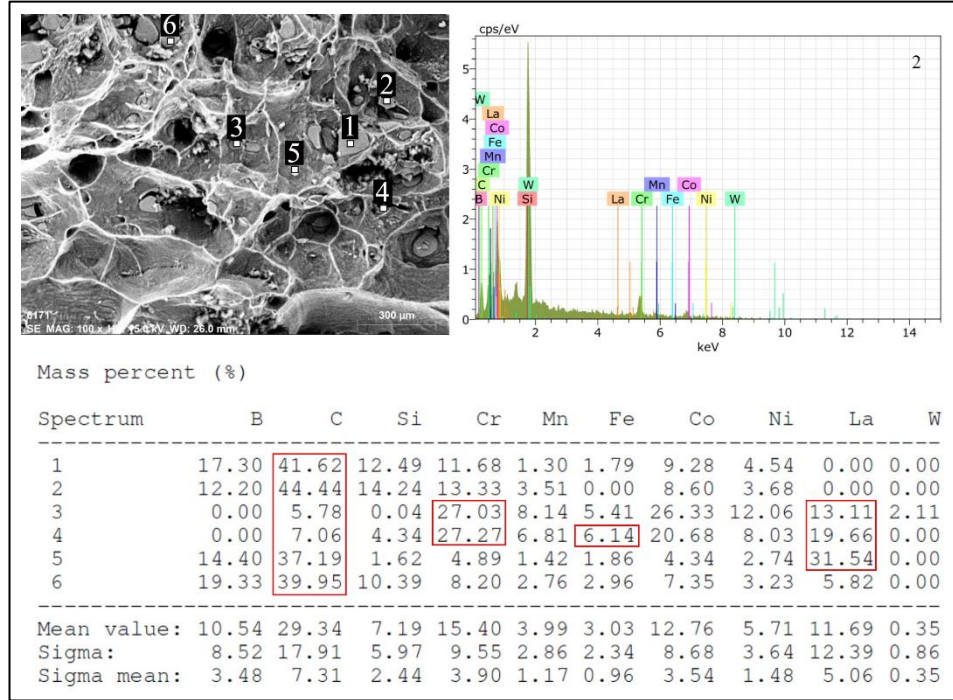
Şekil 4.14. Haynes 188 süper alaşımın 400 °C'de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 60x b) 5000x.

Kırık yüzey görüntüsü 400 °C sıcaklıkta test edilen Haynes188 alaşımında kırılmanın gevrek bir şekilde ağırlıklı transgranular olarak gerçekleştiğini göstermektedir. Bunun sebebinin dinamik yaşlanmadan kaynaklanan sertlik artışıdır. Yapıdaki bazı



çökeltilerin diğere bir ifadeyle ikincil faz parçacıklarının da transgranular ayrılma ile düzlemsel (klivaj) olarak kırıldığı görülmektedir. Bu çökeltilerin çatlak başlangıcı oluşumuna katkı sağladığına inanılmaktadır. Az da olsa yapıda çukurcuklar bölgesel sünek kırılma işaretleri olarak değerlendirilmektedir.

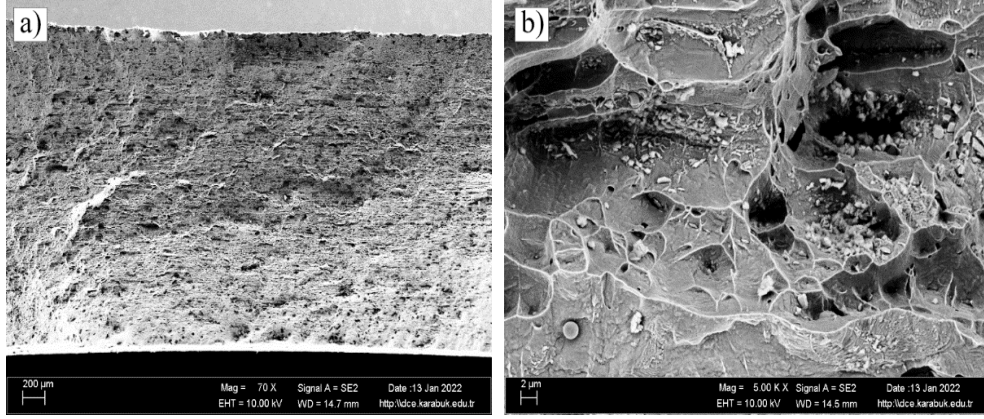
Kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 4.15'te gösterilmiştir.



Şekil 4.15. 400 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

Numunelerin analiz sonuçlarına göre karbon ve silisyuma ilaveten lantanyum, molibden ve demir elementlerinin yüksekliği tespit edilmiştir. Alaşımın kimyasal bileşimindekine göre kobalt, krom, tungsten ve nikel oranındaki azalma daha önce de ifade edildiği gibi  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  fazı,  $M_7C_3$ , metal karbür ve/veya intermetaliklerin oluştuğuna delil olarak gösterilir.

Çalışmada Şekil 4.16'da Haynes 188 süper alaşımın DSA'nın en belirgin olduğu 550 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü paylaşılmıştır.



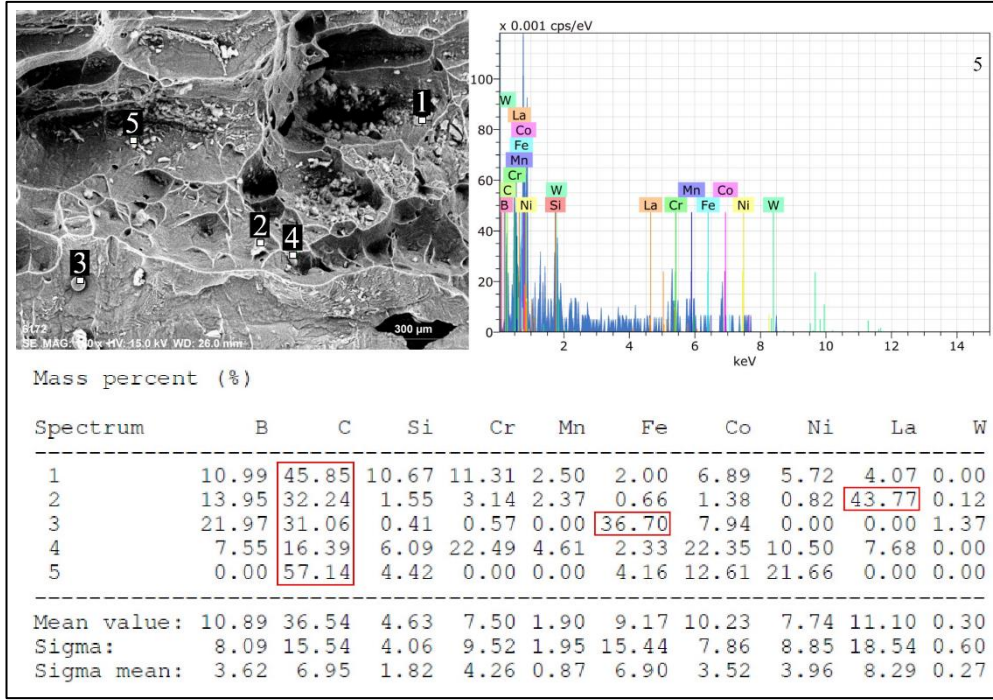
Şekil 4.16. Haynes 188 süper alaşımın 550 °C’de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 60x b) 5000x.

Kırık yüzey görüntüsü 550 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 alaşımında DSA’dan dolayı hasarın gevrek bir kırılma neticesinde ağırlıklı olarak transgranular olarak gerçekleştiğini göstermektedir. Yapıda yerel olarak görülen çukurcuklar sünek kırılma işareti olarak değerlendirilebilir. Sıcaklık artışına bağlı çökelti boyutlarındaki küçülmenin yanı sıra görünüm olarak miktarlarındaki azalma bazı çökeltilerin çözünme ihtimalini akla getirmektedir. Bazı çökeltilerin transgranular ayrılma ile düzlemsel (klivaj) olarak kırıldığı görülmektedir. Bu çökeltiler çatlak başlangıcı oluşturabilir.

DSA’nın en belirgin olduğu numunelerin kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 4.17’de gösterilmiştir.

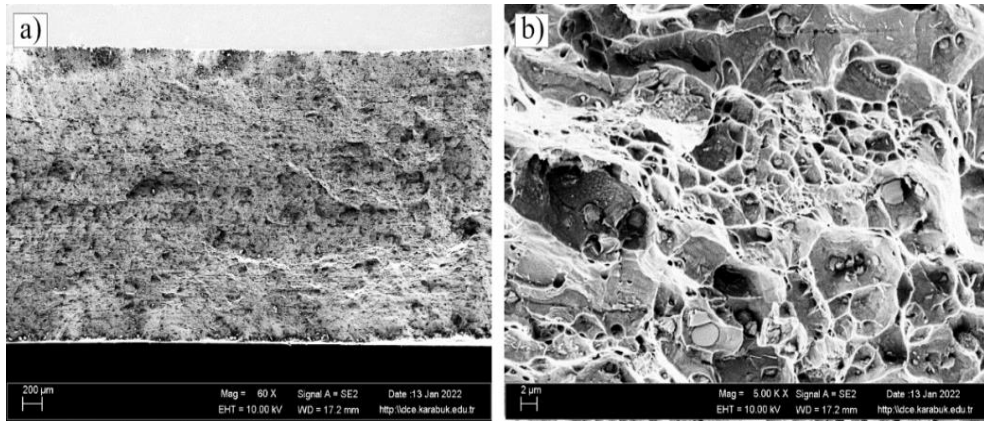
EDS analiz sonuçlarına göre; karbon ve silisyuma ilaveten lantanyum, molibden ve demir elementlerinin kimyasal analiz sonucundaki %ağırlık oranlarına göre belirgin şekilde yükseklikleri dikkati çekmektedir. Alaşımın kimyasal bileşimindekine göre kobalt, krom tungsten ve nikel oranındaki azalma çok belirgindir. Daha önce de belirtildiği gibi MC fazı,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$ , formunda oluşan metal karbür veya intermetaliklerin oluştuğunun delili olarak değerlendirilmektedir.





Şekil 4.17. 550 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

Şekil 4.18'de ise alaşımın 700 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü gösterilmiştir.

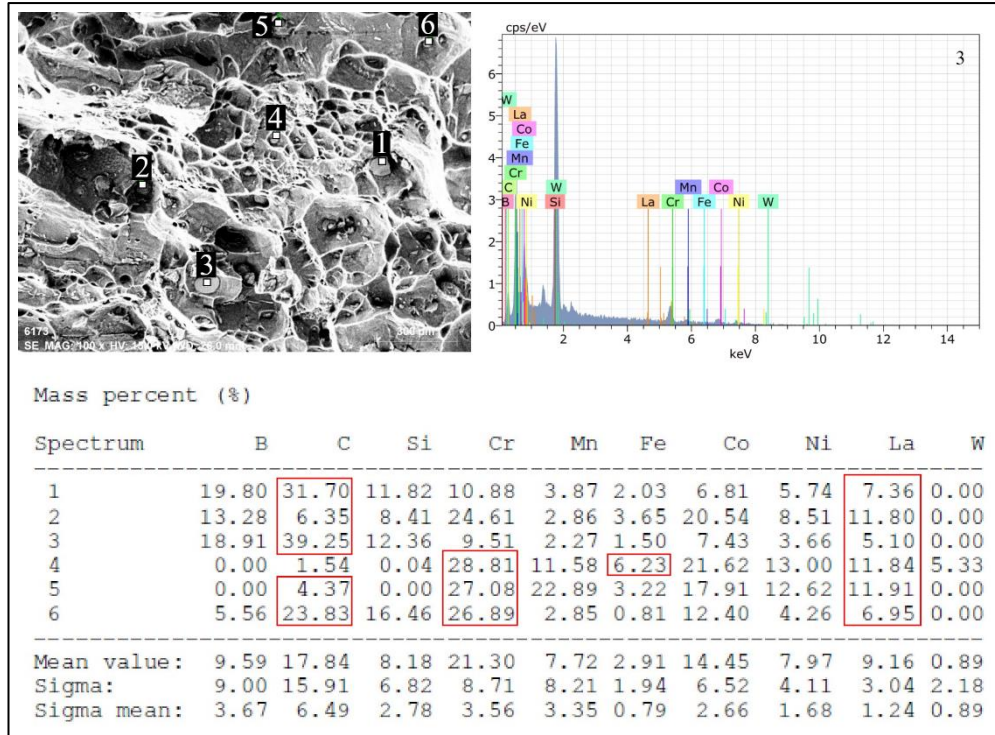


Şekil 4.18. Haynes 188 süper alaşımın 700 °C'de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 60x b) 5000x.

Kırık yüzey görüntüsü 700 °C sıcaklıkta test edilen alaşımın hasarın yarı-sünek yarı-gevrek bir kırılma neticesinde genelde intergranular olarak gerçekleştiğini göstermektedir. Yapıda yerel olarak görülen çukurcuklar sünek kırılma işareti ve

klivaj ayrılmalar ise gevrek kırılmanın delili olarak düşünülebilir. 550 °C ‘de test edilen numune ile mukayese edildiğinde sıcaklık artışına bağlı çökelti boyutlarındaki kabalaşma görülmektedir. Küresel veya levha formundaki bu çökeltilerin çatlak başlangıcına katkı sağlaması muhtemeldir. DSA bağlı sertleşme ve dolayısıyla dayanım düşüşündeki artışın yanı sıra uzamadaki azalma bu sonucu desteklemektedir.

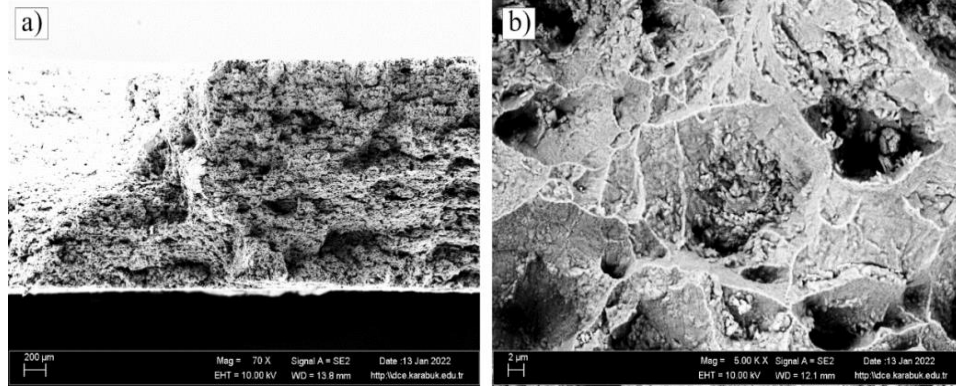
Numunelerin kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 4.19’da gösterilmiştir.



Şekil 4.19. 700 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

Kırık yüzey üzerindeki çökeltiler üzerinden alınan noktasal EDS analiz sonuçlarına göre karbon, silisyum, lantanyum, mangan, molibden ve demir elementlerinin kimyasal analiz sonucundaki % ağırlık oranlarına göre belirgin şekilde yüksek bulunmuştur. Tersinir olarak kobalt, krom, tungsten ve nikel oranındaki azalma çok belirgindir. Bunlar belirtildiği üzere; metal karbür ve/veya intermetalik olabilir.

Şekil 4.20’de ise alaşımın 850 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü verilmiştir.



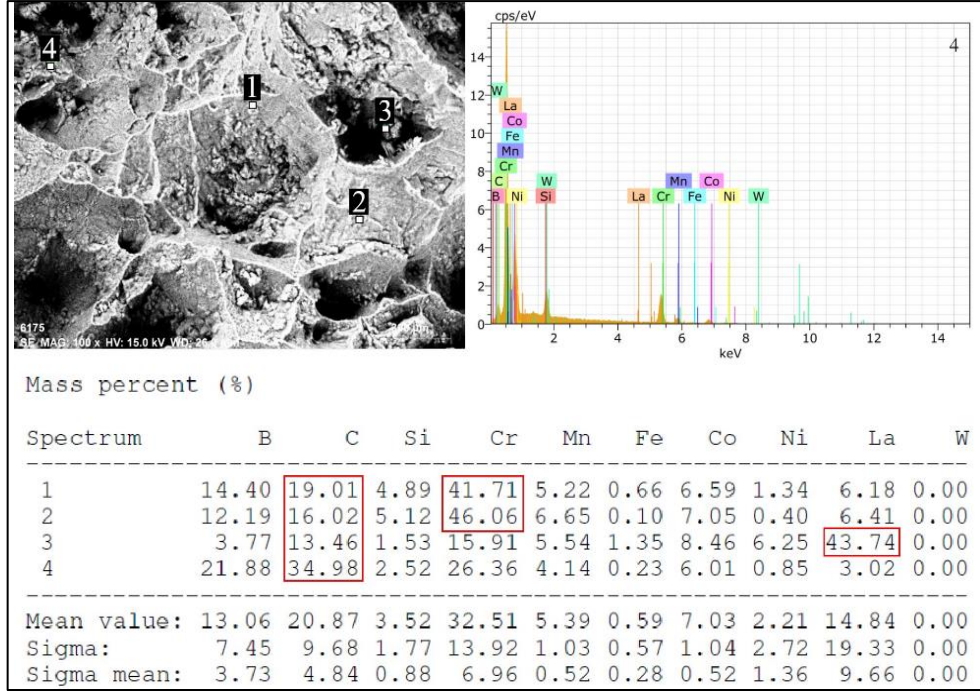
Şekil 4.20. Haynes 188 süper alaşımın 850 °C’de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 70x b) 5000x.

Kırık yüzey görüntüsü 850 °C sıcaklıkta test edilen süper alaşımının hasarın sünek kırılma moduyla intergranular olarak gerçekleştiğini göstermektedir. Sıcaklık artışına bağlı çökelti boyutlarındaki kabalaşma fakat sayılarında belirgin bir azalma dikkat çekmektedir. Deformasyona bağlı boşlukların birleşmesi ve büyümesiyle oluşan çukurcuk derinliklerinin arttığı görülmektedir. Numunenin dayanım düşüşündeki ve şekillendirilebilirliğindeki artış bu sonucu desteklemektedir.

Kırılma yüzeyinde görülen çökeltiiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 4.21’de gösterilmiştir.

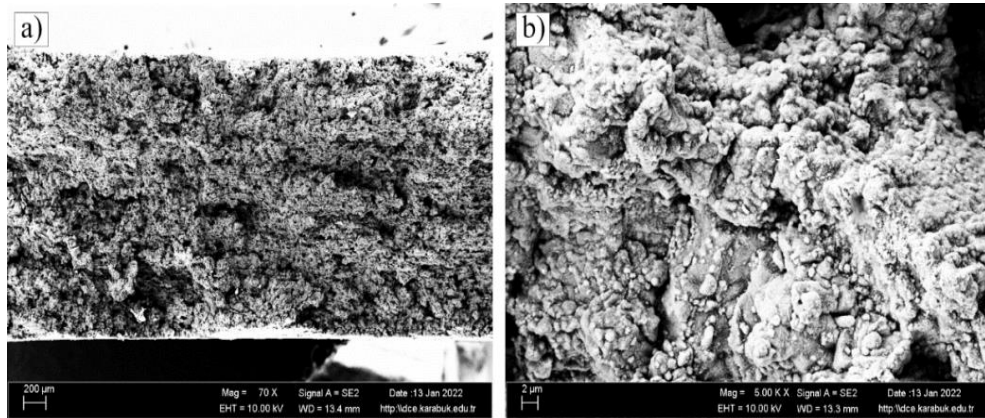
850 °C sıcaklıkta test edilen numunelerin analiz sonucuna göre yüksek oranda, karbon, mangan ve silisyuma ilaveten krom ve lantanyum yüksekliği tespit edilmiştir. Alaşımın kimyasal bileşiminde kobalt, nikel ve tungstende belirgin azalma tespit edilmiştir. MC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, M<sub>6</sub>C fazı, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> tipi metal karbür olması muhtemel çökeltiilerin düşük sıcaklıklarda oluşan metal karbür veya intermetaliklere göre yüksek sıcaklıklarda kabalaşarak sayılarında çok azalma dikkat çekmektedir. Bu durum sertlikte azalmaya neden olurken, şekillendirilebilirlikte artışın sorumlusu olarak değerlendirilmektedir. Yüksek test sıcaklıklarında DSA’nın göstergesi olan kararsız akışın çok küçük dalgalı şekilde oluşması ve şekillendirilebilirlikte artış çözünen yer alan atomları ile dislokasyonların birlikte hareket etmesiyle ilişkili olduğunu desteklemektedir.





Şekil 4.21. 850 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

Şekil 4.22’de ise alaşımın 1000 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü verilmiştir.

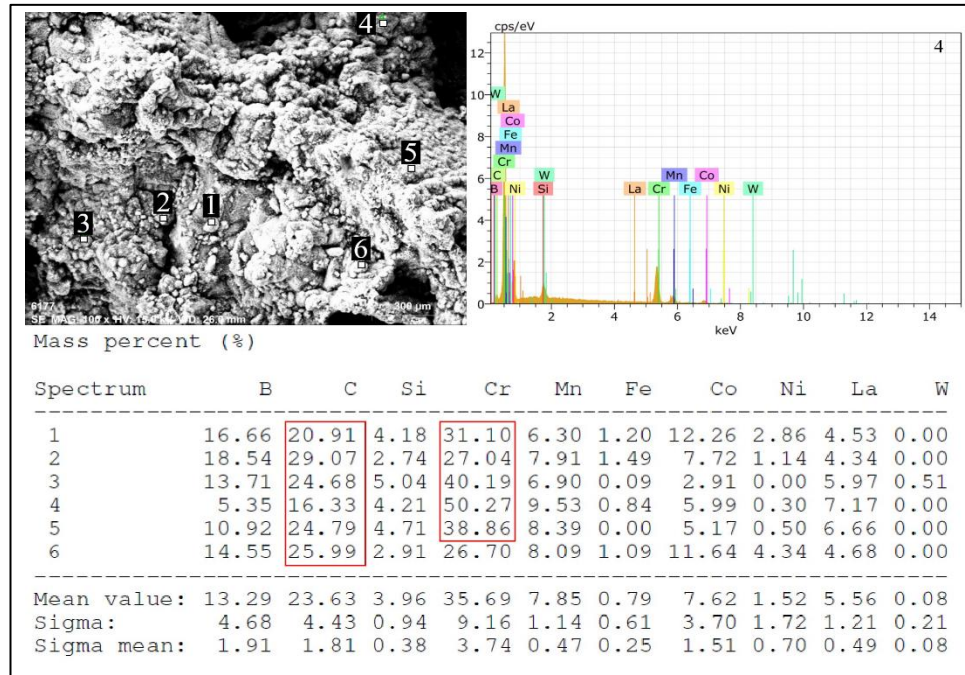


Şekil 4.22. Haynes 188 süper alaşımın 1000 °C’de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 70x b) 5000x.

Çalışmada en yüksek sıcaklıkta (1000 °C) test edilen numunenin kırık yüzey görüntüsü kırılmanın belirgin bir biçimde intergranular olarak sünek olduğunu

göstermektedir. Sıcaklık artışına bağlı çökelti boyutlarındaki ve tanelerde kabalaşma dikkat çekmektedir. Kırılma yüzeyindeki çukurcukların düşük sıcaklıklara göre daha derin ve boyutlarının daha büyük olduğu görülmektedir. 850 °C sıcaklıkta test edilen numunenin sertleşme kapasitesine göre az miktardaki artış ve tanelerdeki kabalaşma şekillendirilebilirlikteki az da olsa kaybın sorumlusu olarak değerlendirilebilir.

Kırılma yüzeyinde görülen çökelti üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 4.23'te gösterilmiştir.



Şekil 4.23. 1000 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188 süper alaşım çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

Çalışmada en yüksek sıcaklıkta (1000 °C) test edilen numunelerin EDS analiz sonucuna göre yüksek oranda karbon, mangan ve silisyuma ilaveten krom ve lantanyum yüksekliği dikkat çekmektedir. Kobalt, nikel ve tungsten miktarındaki çok belirgin azalma dikkat çekmektedir. Analiz sonuçlarına göre yapıda  $Cr_{23}C_6$  kimyasal bileşiminde metal karbür olduğu düşünülmektedir.  $MC$ ,  $M_{23}C_6$  ve  $M_7C_3$  formunda oluşabilecek karbür ve/veya intermetaliklerin yüksek sıcaklıkta kabalaşması ve sayılarındaki azalma, sertlikteki düşme ve dayanımda azalmanın sorumlusu olarak değerlendirilmektedir. Kabalaşan tanelerinde bu özellikler üzerindeki etkisi göz ardı

edilmemelidir. Ergime noktasına yakın sıcaklıklarda  $Cr_7C_3$  çökeltilerinin ana matris içinde çözüldüğü ayrıca bilinmektedir [33].

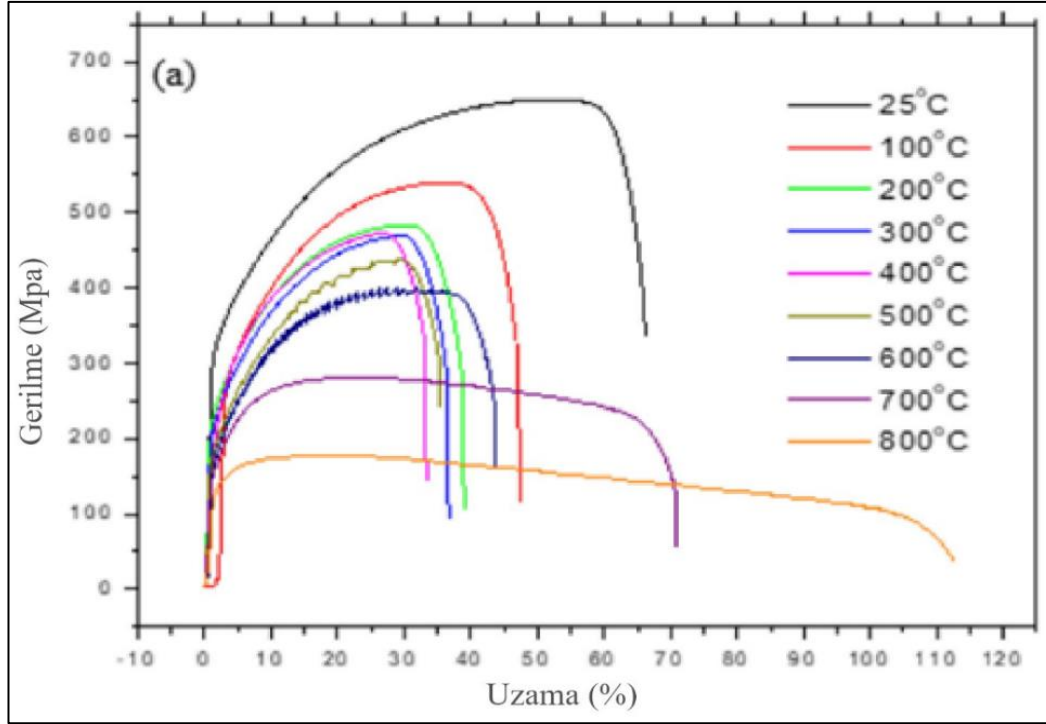
#### 4.3.2.2. AISI 316L Paslanmaz Çeliğin Yüksek Sıcaklık Çekme Testi Sonucu

Çalışmada farklı cins kaynaklı birleştirme için seçilen diğer malzeme yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilmiş AISI 316L östenitik paslanmaz çeliktir. AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin ve kaynaklı birleştirmelerinin sıcak çekme sonuçları Guma Alnaji [72,87] tarafından etraflıca araştırılmış ve elde edilen bulgular değerlendirilmiştir (Çizelge 4.6 ve Şekil 4.24). Bu sebeple bu çalışmada AISI 316L paslanmaz çeliğin yüksek sıcaklık testleri yapılmamıştır.

Çizelge 4.6. AISI 316L paslanmaz çeliğin sıcak çekme dayanımları [72].

Test Sıcaklığı ( °C)	Akma Dayanımı (0.2%, MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)
25	388	650	66
100	265	539	45
200	215	487	41
300	206	470	36
400	202	473	32
500	161	449	36
600	160	401	43
700	142	282	70
800	125	178	112

Çizelge 4.6 ve Şekil 4.24'ten görüldüğü üzere AISI 316L paslanmaz çelikte 200 °C-600 °C sıcaklıkları arasında gerilme-gerinim eğrisi üzerinde farklı tipte görülen kararsız plastik akma dinamik yaşlanmanın bu çeliklerde meydana geldiğini teyit etmektedir.



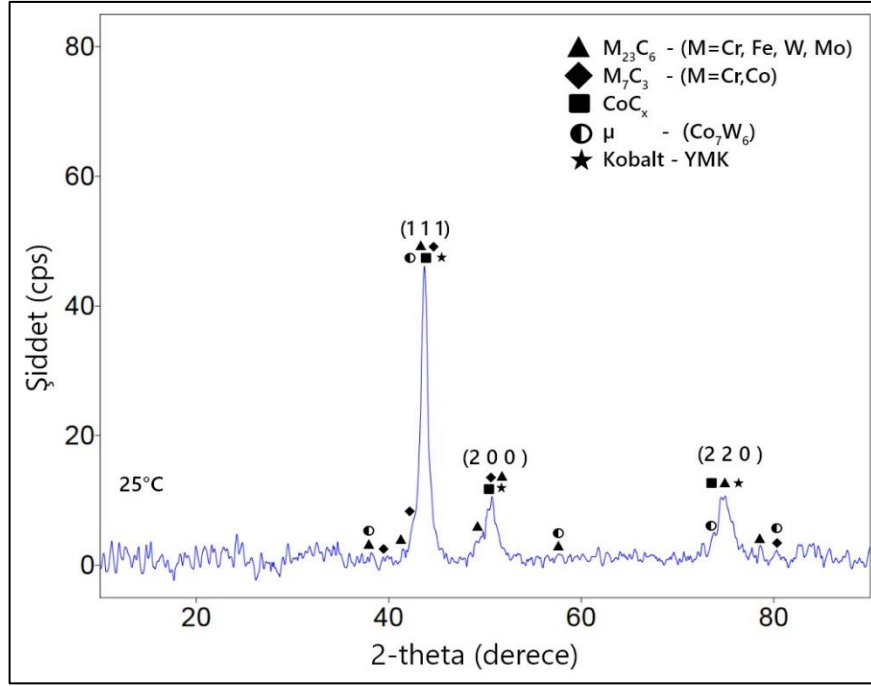
Şekil 4.24. AISI 316L paslanmaz çeliğin sıcak çekme testi gerilme uzama grafiği [72].

#### 4.4. MALZEMELERİN XRD İNCELEMELERİ ve DEĞERLENDİRİLMESİ

Çalışmada yararlanılan Haynes 188 süper alaşımın temin edildiği şekliyle oda sıcaklığı ve yüksek çalışma sıcaklıklarında yapılarında oluşan çökeltilerin kesin olarak belirlenebilmesi için XRD analizi yapılmış ve ana metal YMK kafes yapılı olduğu doğrulanmıştır. Oluşan çökeltiler Bölüm 4.4.1 ve 4.4.2’de detaylı olarak değerlendirilmiştir.

##### 4.4.1. Haynes 188 Kobalt Esaslı Alaşımın Oda Sıcaklığındaki XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi

Çalışmada kullanılan Haynes 188 süper alaşımın oda sıcaklığında yapısında oluşan çökeltilerin kesin olarak belirlenebilmesi için XRD analizine tabi tutulmuştur. Analiz sonuçları Şekil 4.25 ‘de gösterilmiştir.



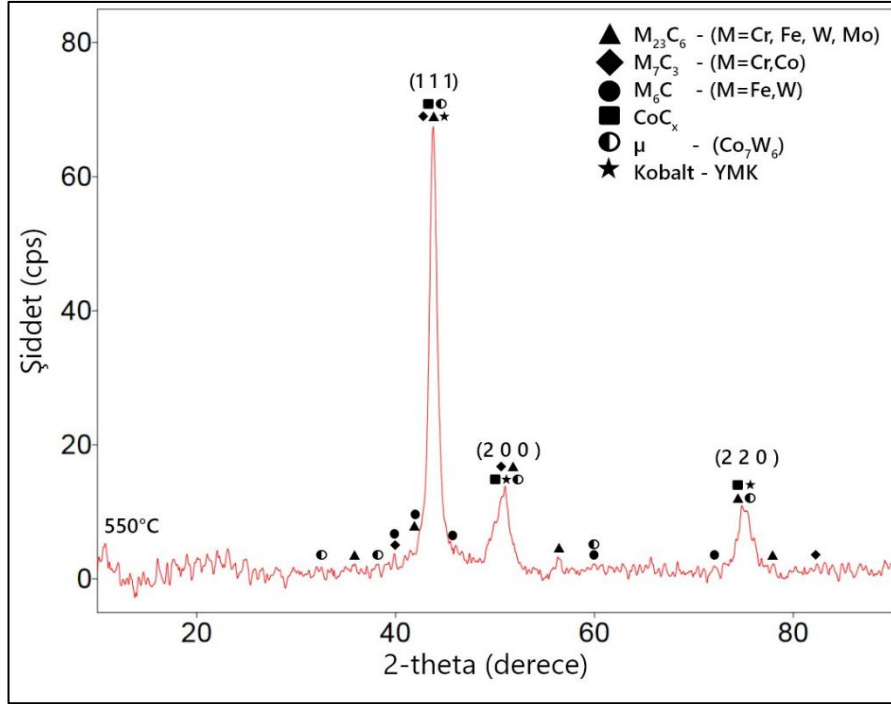
Şekil 4.25. Haynes 188 süper alaşımın oda sıcaklığında yapısında oluşan çökeltilerin XRD analizi.

Literatürde  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $Co_7W_6$  gibi çökeltilerin kobalt esaslı süper alaşımlarda ve Haynes 188’de oluştuğu iddia edilmektedir [33,35,37,67,116,117]. Yapılan XRD incelemelerinde  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $CoC_x$ ,  $Co_7W_6$  metal karbür ve intermetaliklerin yapıda oluştuğu tespit edilmiştir. Ayrıca ana matrisin yüzey merkez kübik kafes yapılı olduğu belirlenmiştir.

#### 4.4.2. Haynes 188 Kobalt Esaslı Alaşımın 550 °C Sıcaklığındaki XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi

Çalışmada kullanılan Haynes 188 süper alaşımın DSA’nın oluşumu belirtisinin en yüksek olduğu sıcaklık olan 550 °C’de yapıda oluşan çökelti türlerinin kesin olarak belirlenebilmesi için XRD analizine tabi tutulmuştur. Analiz sonuçları Şekil 4.26 ‘da gösterilmiştir.



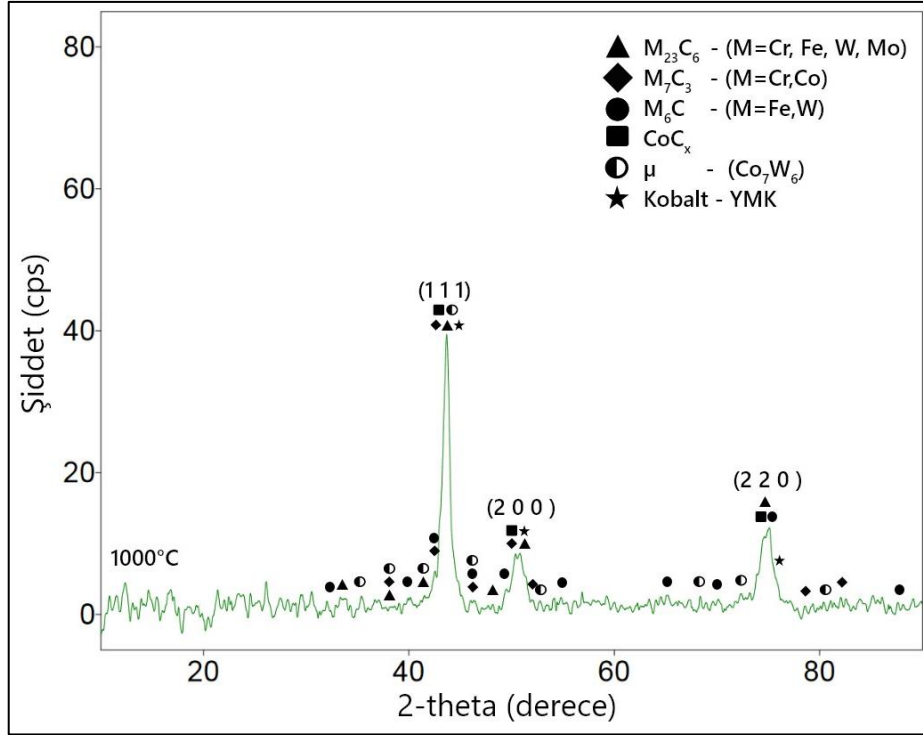


Şekil 4.26. Haynes 188 süper alaşımın 550 °C sıcaklıkta yapısında oluşan çökeltilerin XRD analizi.

Yapılan XRD incelemesi değerlendirildiğinde oda sıcaklığında çekme testine tabi tutulan numunede  $M_6C$  metal karbür bulunmazken, 550 °C de çekme testi sonrası düşük seviyelerde de olsa  $M_6C$  metal karbürün olduğu görülmektedir. Bu fark Haynes 188'in orta sıcaklıklarda da dönüşüme uğrayıp çeşitli çökeltilerin oluşabildiğini göstermektedir.

#### 4.4.3. Haynes 188 Kobalt Esaslı Alaşımın 1000 °C Sıcaklığındaki XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi

Çalışmada kullanılan Haynes 188 süper alaşımın 1000 °C'de yapısında oluşan çökeltilerin kesin olarak belirlenebilmesi için XRD analizine tabi tutulmuştur. Analiz sonuçları Şekil 4.27'de gösterilmiştir.



Şekil 4.27. Haynes 188 süper alaşımın 1000 °C sıcaklıkta yapısında oluşan çökeltilerin XRD analizi.

1000 °C’de yarım saat bekletildikten sonra çekme testi uygulanan numunenin XRD sonucu incelendiğinde 550 °C deki sonuçlar ile benzerlik arz ettiği tespit edilmiştir. Oda sıcaklığı ve 550 °C’deki XRD test sonuçları ile kıyaslandığında 1000 °C’deki çökeltilerin şiddeti düşük ancak daha fazla çökeltilerin olduğu tespit edilmiştir. Bunun nedeninin yüksek sıcaklıkta fazların daha fazla dönüşüme uğraması ve çözünmesi olarak düşünülmektedir [118]. Yapılan incelemede  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_6C$ ,  $CoC_x$ ,  $Co_7W_6$  metal karbür ve intermetalikler tespit edilmiştir. Malzemenin matrisinin YMK kafes yapılı olduğu görülmektedir.

#### 4.5. SERTLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI ve DEĞERLENDİRİLMESİ

Çalışmada yararlanılan Haynes 188 süper alaşım ve AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin temin edildiği şekliyle, oda sıcaklığı ve yüksek çalışma sıcaklıklarında sertlik ölçümleri yapılmıştır. Numunelerin temin edildiğinin şeklinin haricinde, diğerlerinin sertlik ölçümü çekme test numuneleri üzerinden kopma bölgesine yakın yerden başlamak üzere üç farklı noktadan alınmış ve ortalama sonuçlar kullanılmıştır. Bu

sebeple sertlik ölçümünde temin edildiği şekliyle ölçülen numune hariç, diğer numuneler için çekme testi sırasında oluşan deformasyonun etkisi dikkate alınmalıdır.

#### 4.5.1. Haynes 188 Kobalt Esaslı Süper Alaşımın Sertlik Ölçümü Sonucu ve Değerlendirilmesi

Çalışmada kullanılan Haynes 188 kobalt esaslı süper alaşımın temin edildiği şekliyle, oda sıcaklığı ve yüksek çalışma sıcaklıklarındaki ortalama sertlik ölçüm sonuçları sırasıyla Çizelge 4.7’de verilmiştir.

Çizelge 4.7. Haynes 188 süper alaşımın sertlik ölçümü.

Test sıcaklığı (°C)	Ölçülen Değer (HRC)
Temin edildiği şekliyle	22
25	43,2
250	44,1
400	45,3
550	45,7
700	47
850	24,1
1000	25,6

Haynes 188 süper alaşımın ticari olarak temin edildiği şekliyle katalog değeri 21,8 HRC olarak belirtilmektedir [42]. Yapılan sertlik testinde yaklaşık 22 HRC olarak ölçülen sertlik çekme test numuneleri üzerinden kopma bölgesine en yakın konumdan başlayarak üç farklı noktadan alınmıştır. Çekme işleminin yapıldığı sıcaklıklara bağlı olarak soğuk, ılık ve sıcak deformasyona maruz kalan numunelerin sertlik sonuçları belirlenerek değerlendirilmiştir. Oda sıcaklığında çekme testine tabi tutulan numunenin sertliği soğuk deformasyondan dolayı belirgin şekilde artarak yaklaşık 43 HRC tespit edilmiştir. Artan çekme test sıcaklığına bağlı olarak oluşan DSA ve ılık deformasyon ile yaşlanmanın en belirgin olduğu 550 °C sıcaklıkta sertlik biraz artarak yaklaşık 46 HRC bulunmuştur. Sıcak deformasyon sıcaklıklarında (1000 °C) test edilen numunenin sertliği yeniden kristalleşmeden dolayı azalarak yaklaşık 26 HRC bulunmuştur.

#### 4.5.2. AISI 316L Paslanmaz Çeliğin Sertlik Ölçümü Sonucu ve Değerlendirilmesi

Çalışmada kullanılan AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin temin edildiği şekliyle, oda sıcaklığındaki sertlik ölçüm sonuçları sırasıyla Çizelge 4.8’de paylaşılmıştır. Çalışmada kullanılan östenitik paslanmaz çeliğin sertlik sonuçları üretici firmanın katalog değerleriyle uyumlu olduğu tespit edilmiştir.

Çizelge 4.8. AISI 316L paslanmaz çeliğin sertlik ölçümü sonucu.

Ölçüm Sıcaklığı ( °C)	AISI 316L Referans (HV <sub>1</sub> ) [119]	Ölçülen Değer (HV <sub>1</sub> )
Temin edildiği şekliyle oda sıcaklığı	157	155

## BÖLÜM 5

### HAYNES 188 SÜPER ALAŞIM KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN DENEYSEL SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Çalışmanın bu bölümünde Force TIG kaynak makinesiyle otojen olarak birleştirilen Haynes 188 süper alaşım kaynaklı birleştirmenin tahribatsız muayenesi, mikroyapı incelemesi ve mekanik özelliklerin değerlendirilmesi paylaşılmıştır.

#### 5.1. HAYNES 188 KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN TAHRİBATSIZ MUAYENESİ

Çalışmada alın-alına otojen olarak Force TIG kaynak makinesiyle birleştirilen Haynes 188-Haynes188 kobalt esaslı süper alaşım çiftinin kaynak hatası ihtiva edip etmediği radyografik muayene yöntemiyle belirlenmiştir. Kaynaklı plakaların radyografi filmleri Şekil 5.1’de gösterilmiştir.



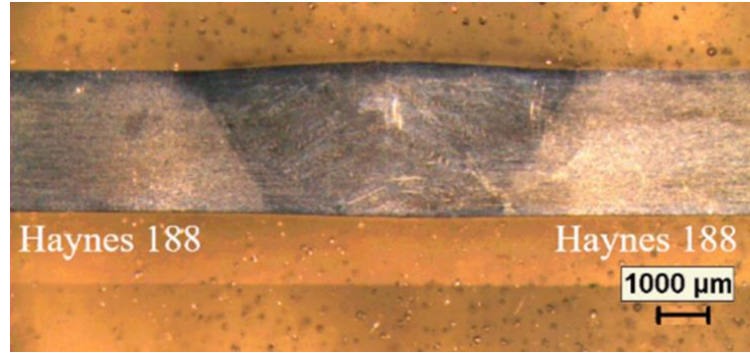
Şekil 5.1. Kaynaklı Haynes 188 numunelerin X-Ray radyografik muayene görüntüsü.

X-Ray radyografik muayene ile incelenen kaynaklı numunelerde genel olarak herhangi bir kaynak hatasının oluşmadığı görülmektedir (Şekil 5.1’a). Aynı parametreler kullanılarak birleştirilen ikinci numunede kaynak dikişinde lokal gaz boşluğu oluştuğu görülmektedir (Şekil 5.1’b). Radyografik muayene sonucu Force

TIG kaynak makinesi ile otojen olarak birleştirilen süper alaşımın kaynak kusurları açısından kabul edilebilir yeterliliğe sahip olduğunu ortaya koymaktadır.

## 5.2. HAYNES 188 KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN METALOGRAFİK İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Force TIG kaynak makinesi ile otojen olarak kaynatılan Haynes 188-Haynes 188 aynı cins metal birleştirmesinden hazırlanan numunenin makroyapı görüntüsü Şekil 5.2’te paylaşılmıştır.



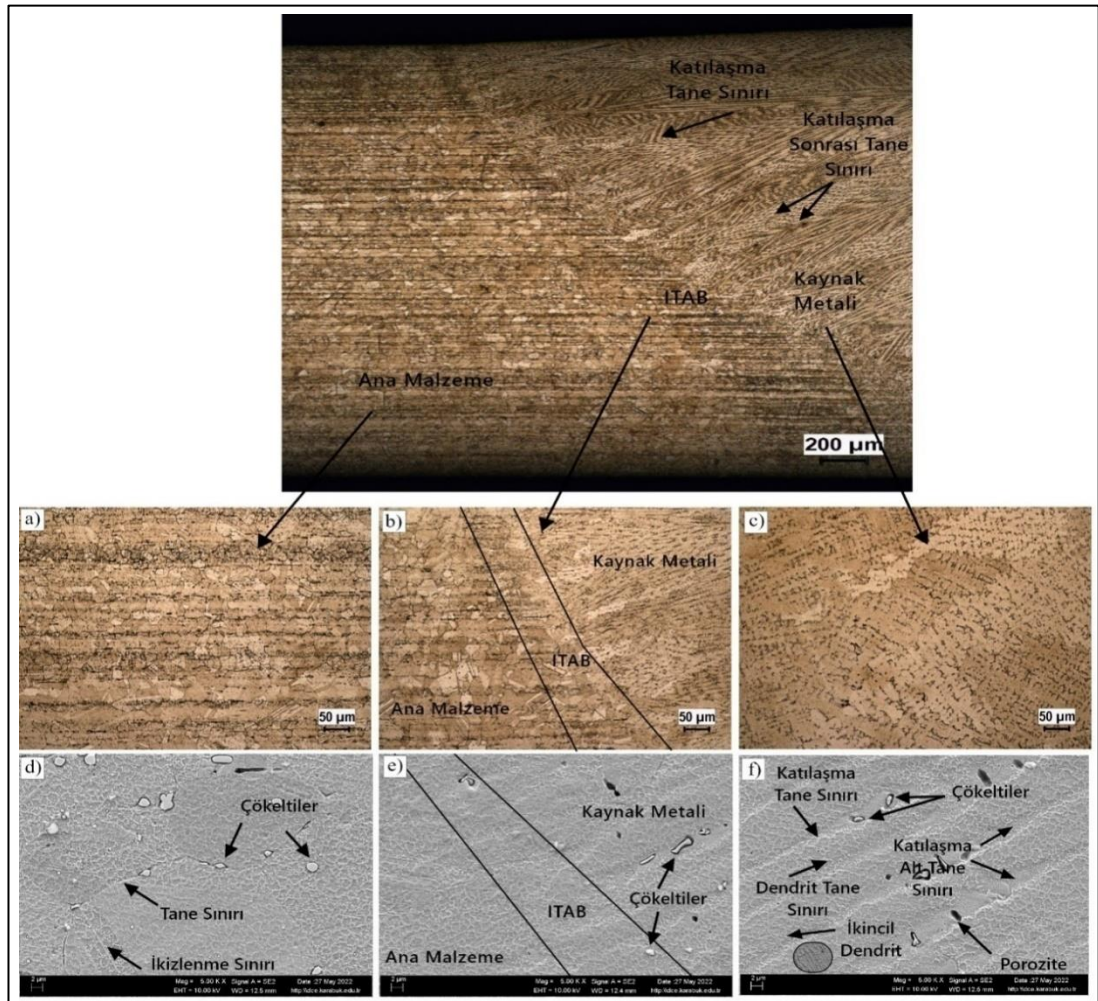
Şekil 5.2. Kaynaklı birleştirme makroyapı görüntüleri a) Haynes 188-Haynes 188 birleştirmesi.

Makroyapı görüntüleri birleştirmelerin yanma oluğu, gözenek, yetersiz kök nüfuziyeti, yetersiz ergime karışım ve katılaşma çatlakları gibi kaynak kusurlarının oluşmadan başarıyla kaynatıldığını göstermektedir.

Çalışmada birleştirmenin mikroyapı incelemesi de yapılmıştır. Ana metal, ITAB ve kaynak metalini kapsayan kaynaklı bağlantı profili Şekil 5.3’a-c de paylaşılmıştır. Bağlantının bölümlerini daha detaylı inceleyebilmek için taramalı elektron mikroskobundan faydalanılmıştır. Elde edilen SEM görüntüleri ise optik mikroskop görüntüleriyle entegre edilerek Şekil 5.3’d-f de gösterilmiştir.

Yapıda deformasyona bağlı bantlaşma ve bazı tanelerde ikiz levhaları görülmektedir (Şekil 5.3’a ve d). Ayrıca tane içlerinde ve tane sınırlarında intermetalik ve karbür olduğu düşünülen oluşumlar mevcuttur (Şekil 5.3’e ve f). Daha önce de belirtildiği

üzere; genel olarak süper alaşımların yapısında,  $\gamma'$  fazı,  $\eta$  fazı,  $\gamma''$  fazı ( $\delta$ ) fazı, MC fazı,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  fazı,  $M_7C_3$ ,  $M_3M_2$  fazı, MN fazı,  $\mu$  fazı,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  fazı,  $M_7C_3$ , laves ve  $\sigma$  fazlarının, metal karbürlerin oluştuğu belirtilmektedir [32]. Ancak; kobalt esaslı süper alaşımlarda alaşımın kimyasal bileşimine ve katılaşma durumuna bağlı olarak MC,  $M_{23}C_6$  ve  $M_7C_3$  tipi metal karbürlerin oluştuğu rapor edilmiştir [33,34]. Genel olarak,  $M_7C_3$  ve  $M_{23}C_6$  tipi karbürler, alaşımın katılaşmasının son aşamasında  $\gamma$ -matrisli ötektik yapı olarak oluştuğuna işaret edilmektedir [21,33,35–38].



Şekil 5.3. Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çifti kaynaklı birleştirme profili.

Birleştirmenin ITAB'ın kaynak kepinden köküne doğru genişlediği kaynak profilinden görülmektedir (Şekil 5.3b). ITAB'ın (yaklaşık 200  $\mu$ m) oldukça dar oluştuğu ve belirgin tane irileşmesinin oluşmadığı tespit edilmiştir. Yüksek enerji yoğunluklu kaynak makinesiyle otojen olarak gerçekleştirilen kaynak işleminde

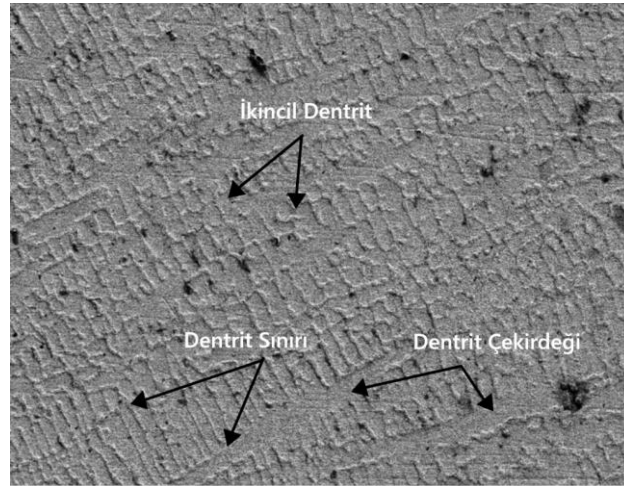
ITAB'ın dar oluşmasının ve tane kabalaşmasının oluşmamasının sebebi numune bağlantı sisteminde bakır tutucuların içerisinde soğutma sıvısı dolaştırılması sonucunda ısının birleştirme bölgesinden hızla uzaklaştırılmasıyla ilişkili olduğu düşünülmektedir.

Otojen kaynaklı bağlantının bölümlerinden kaynak metalinde tipik kolonsal dentritik taneler kaynak dikişinin her iki tarafındaki ergime bandından kaynak merkezine doğru neredeyse kaynak yüzeyine paralel büyüyerek buluşmaktadır (Şekil 5.3c). Katılma sonunda tamamen östenitten oluşmuş kaynak metali oda sıcaklığına doğru soğuma sürecinde de yapısı östenitik olarak kalacaktır. Katılma sonucu oluşan dentritik ve hücreli mikroyapı oluşumu birincil östenitik olarak katılma mikroyapılarda görülür (Şekil 5.3f). Katılmanın birincil östenitik olarak meydana gelmesinin sebebi katılma sırasında meydana gelen alaşım ve impurite elementlerinin ayrışmasıyla ve ayrışma profilini koruyan alaşım elementlerin yüksek sıcaklıkta nispeten düşük difüzyonuyla ilişkilidir (Şekil 5.3f).

Mikroyapı görüntüsünde katılma tane sınırı (SGB) ve katılma sonrası oluşana alt tane sınırları (SSGBs) birleştirmenin kaynak metalinde görülmektedir (Şekil 5.3). Katılma tane sınırları paket veya grup halindeki alt taneciklerin kesişiminden oluşur. SGB, katılma sürecinde kaynak havuzunun kenarından başlayarak büyümesi sırasında meydana gelir [120]. Bu alt taneciklerin her birinin büyüme doğrultu ve yönü farklı olduğu için bunların kesişmelerinde büyük açılı yönlenme farkı ortaya çıkar. Bu sebeple bunlara büyük açılı tane sınırları da denir. Bu yönlenme farkı katılma tane sınırlarında dislokasyon ağının gelişimine neden olur. SGB ayrıca katılma sırasında çözünen maddenin yeniden dağılımından kaynaklanan bir kimyasal bileşim sergiler. Bu yeniden dağıtım genellikle SGB'lerde yüksek konsantrasyonda çözünen ve impurite elementleri ile sonuçlanabilir. Bu bileşim, katılmanın sonunda SGB'ler boyunca düşük erime noktalı sıvı filmlerin oluşmasına yol açabilir. Bu sıvı film tabakası da kaynak katılma çatlamasını teşvik eder. Örneğin östenitik paslanmaz çeliklerde bu katılma çatlağı daima katılma tane sınırlarında görülür [120].



Katılma alt tanecikleri, (SSGBs), optik mikroskopta görülebilen en iyi yapıyı temsil eder. Bu alt taneler normalde mevcut hücre veya dendritlerdir [120]. Bitişik alt taneleri ayıran sınır katılma alt taneleri olarak bilinir. Bu sınırlar mikroyapıda belirgindir. Çünkü bileşimleri genel mikroyapının bileşiminden farklıdır. SSGB genelinde küçük bir kristalografik yön farkı vardır. Bu sebeple bu sınırlar küçük açılı tane sınırları olarak tanımlanırlar [121]. Küçük açılı tane sınırları katılma sırasında kristallerin HMK ve YMK kristal kafes yapılı sistemlerde, tercihli olarak  $\langle 100 \rangle$  miller indisli doğrultular da daha kolay büyümelerinin sonucudur. Küçük açılı tane sınırlarında, SSGB yönlenme farkının çok küçük olması nedeniyle geniş yer olmamasından dolayı bu sınırlarda dislokasyon yoğunluğu düşük olur [120]. Dendritik yapıda kabalaşmış ikincil dendritler de görülmektedir (Şekil 5.4).

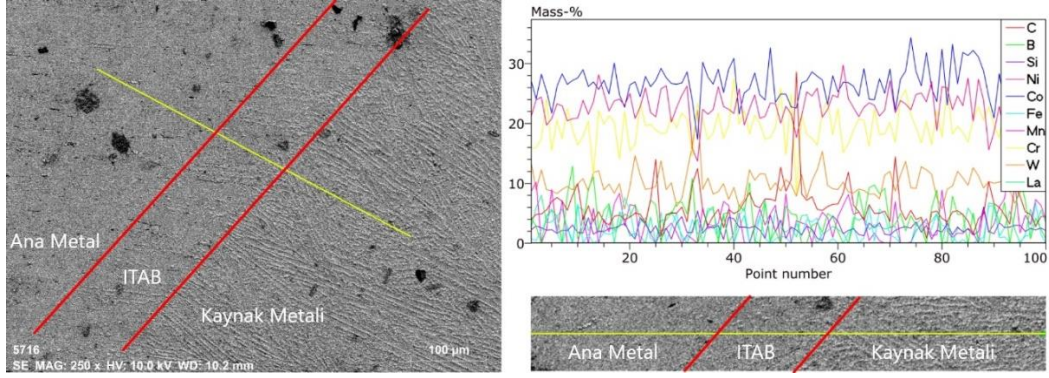


Şekil 5.4. Kaynak metali mikroyapısı.

Temelde metal karbür türü çökeltiler de dendrit içlerinde oluşur. Buralardan alınan analiz sonuçları da bunları desteklemektedir.

Çalışmada kaynaklı bağlantı üzerinde kimyasal bileşim elementlerinin dağılımını belirlemek amacıyla çizgisel EDS analizi yapılmıştır. Analiz sonucu Şekil 5.5'te gösterilmiştir.

Çizgisel EDS analiz sonucu birleştirmenin ana malzemedan ITAB ve kaynak metaline doğru ilerlerken bazı alaşım elementlerinin içerikteki dağılımlarında değişiklikler meydana geldiğine işaret etmektedir.

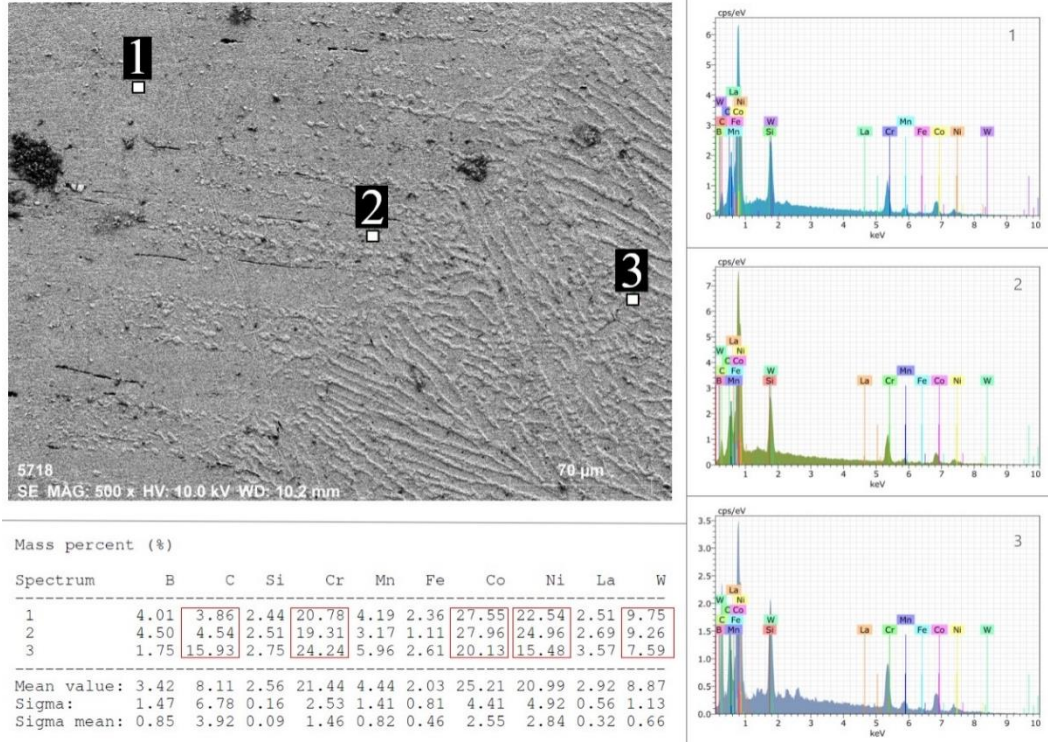


Şekil 5.5. Haynes 188 süper alaşım kaynaklı birleştirmesinden gerçekleştirilen çizgisel EDS analizi.

Ancak genel olarak ana malzeme, ITAB ve kaynak metal bölgesinin kimyasal alaşım elementlerinin dağılımında çok belirgin olmasa da değişim olduğu görülmüştür. Sonuç olarak; özellikle kaynak metalinde kaynak termal çevrimiyle ilişkili ve otojen kaynak işlemi yapıldığından dolayı çok az seyrelme oluştuğuna ve alaşım elementlerinde belirgin bir kayıp meydana gelmediğine işaret etmektedir.

Kaynaklı birleştirmenin ana metal, ITAB ve kaynak metalinde kimyasal bileşim değişimini nicel verilerle karşılaştırma yapmak amacıyla noktasal EDS incelemesi yapılmış sonuçlar Şekil 5.6’te verilmiştir.

Noktasal EDS sonuçlarına göre; kaynaklı bağlantının ana metalde ve ITAB’da oluşan alaşım elementlerinde belirgin bir değişim meydana gelmediği görülürken, kaynak metalinde nikel, lantanyum, mangan ve karbon elementlerinin miktarında artış bulunmuştur. Kobalt, nikel ve tungsten elementlerinin miktarında ise belirgin bir azalma tespit edilmiştir. Otojen olarak Force TIG kaynak makinesiyle birleştirilen Haynes 188 süper alaşımın kaynak metal kimyasal bileşiminin kaynak termal çevriminden etkilendiğine işaret etmektedir. Kimyasal alaşım elementlerinin miktarındaki azalma ve artışlar kaynak metalinde de ana metalde olduğu belirlenen fazlar, intermetalik ve metal karbür oluşumlarının meydana geldiğini düşündürmektedir. Kaynak metalinden alınan (3. nokta) EDS analizi ve literatürdeki [21,32,117,122,123] çalışmalar, MC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> ve M<sub>6</sub>C tipi karbürlerin kobalt esaslı süper alaşımlarda çökelebileceğine işaret etmektedir.



Şekil 5.6. Haynes 188 süper alaşım birleştirmesinin ana metal, ITAB ve kaynak metalinden alınan noktasal EDS analiz sonucu.

Wei Zhen ve ark.  $M_{23}C_6$ 'nın Cr,  $M_7C_3$ 'ün Cr ve Co ve MC'nin Ta bakımından zengin olduğunu vurgulamıştır [117]. Kaynak metalinden elde edilen EDS analizine göre karbon miktarının ana metale ve ITAB'a göre artması, karbonun sırasıyla krom ve kobalt ile birleşerek  $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_7C_3$  ve  $Co_7C_3$  bileşiğinde çökelebileceğini desteklemektedir.  $Cr_7C_3$  çökeltisinin erime sıcaklığına yakın sıcaklıklarda ana matris içinde çözündüğü de bilinmektedir [33]. Ayrıca birincil ötektik karbürlerin erimesinin de karbür tiplerinde değişikliklere neden olabileceği unutulmamalıdır. Son zamanlarda, Gui ve ark. [33] birincil  $M_7C_3$  ötektik karbürün eritilmesi ve yeniden katılaştırılmasıyla daha ince  $M_{23}C_6$  bileşiğinin oluştuğunu ifade etmektedirler. Oda sıcaklığındaki çökelti, bunların hacimleri ve morfolojileri kaynak termal döngüsü nedeniyle değişebilirler [117]. Sonuç olarak; kaynak metalinde oluşan dendritik mikroyapı ve oluşan çökelti türü, miktarı ve şekli kaynak metalinin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Daha önce bahsedildiği gibi, ötektik karbürlerin çözünmesi, kobalt esaslı süper alaşımların çalışma sıcaklığı ve bu malzemelerin kaynaklı birleştirmeleri için son derece zararlıdır.

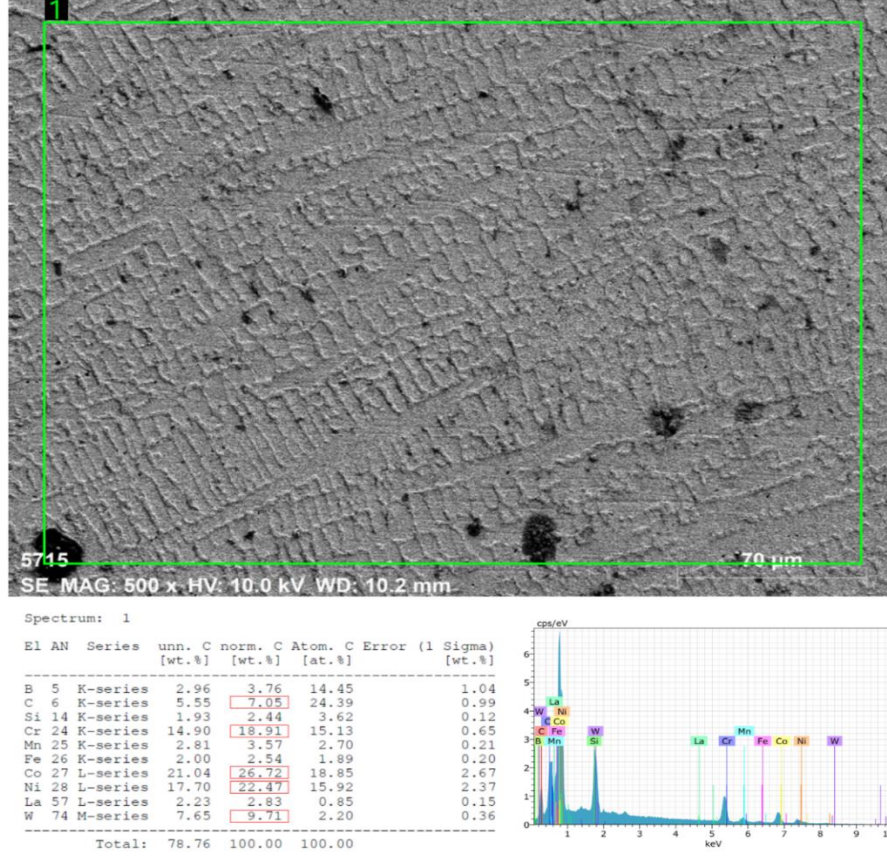
$M_{23}C_6$  karbür YMK yapılıdır.  $Cr_{23}C_6$  kimyasal bileşiminde (Cr, Fe, W, Mo) $_{23}C_6$  formunda oluşur. Genellikle tane sınırlarında küresel, levha, lamelli ve hücrel olarak çökebilir. M elementi genellikle kromdur. Ancak Ni-Co, Fe, Mo ve W de krom yerine geçebilir [32]. YMK kafes sistemine sahip  $M_6C$  fazı  $Fe_3Mo_3C$ ,  $Fe_3W_3C$ ,  $Fe_4W_2C$ ,  $Fe_3Nb_3C$ ,  $Fe_3Nb_3C$ , kimyasal bileşim formunda gelişmiş güzel dağılan karbürler olarak oluşabilmektedir [32]. M elementi genellikle molibden ve tungstendir. HSP kafes yapılı  $M_7C_3$  fazı ise  $Cr_7C_3$  bileşimde taneler arası bir blok şeklinde meydana gelir. 1000 °C üstünde Nimonic 80A gibi alaşımlarda ve bazı kobalt esaslı alaşımlarda görüldüğü rapor edilmektedir [32]. Tetragonal kafes yapılı  $\sigma$  fazı FeCr, FeCrMo, CrFeMoNi, CrCo, CrNiMo intermetalik düzensiz küre formunda oluşabilirler. Daha çok Fe ve Co esaslı ve az miktar da Ni esaslı süper alaşımlarda 540 °C-980 °C arasındaki sıcaklıklarda uzun süre bekletildikten sonra oluşurlar [32].

Burada paylaşılsa da genel EDS sonuçları birleştirilen Haynes 188'in alaşım elementlerin miktarında belirgin değişim oluşmaması genel olarak seyrelme ve alaşım kaybı oluşmadığına işaret etmektedir.

ITAB'dan alınan EDS analiz sonucuna göre karbon, mangan ve nikel elementlerinin miktarında artış olduğunu göstermiştir. Kobalt ve tungsten elementlerinin miktarında ise belirgin bir azalma tespit edilmiştir.

Ana malzemenin karbon, krom, lantanyum ve mangan miktarında artış kobalt, tungsten ve nikel miktarında azalma daha önce belirtilen fazların, metal karbür ve intermetaliklerin oluşumuyla ilişkili olduğu düşünülmektedir.

Otojen olarak birleştirilen Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım birleştirmesinin kaynak metalinin kimyasal bileşiminin kaynak termal çevriminden etkilenip, etkilenmediğini belirlemek amacıyla kaynak metalinden genel EDS analizleri alınmış sonuçlar Şekil 5.7'te gösterilmiştir.



Şekil 5.7. Haynes 188 süper alaşımın kaynak metalinden alınan genel EDS analizi.

Şekil 5.7’ten görüldüğü üzere kaynak metalinden alınan genel EDS sonuçları, noktasal EDS analiz sonuçlarıyla kıyaslandığında alaşım elementlerinin ana metal ve ITAB’dan elde edilen değerlerle benzer değerlere sahip olduğu görülmektedir. Yapıdaki Cr, W, Mn miktarındaki azalma karbon miktarındaki artış birleştirme sürecinde süper alaşımı meydana getiren alaşım elementlerin miktarında oluşan metal karbür ve intermetaliklerin oluşumuna, fakat genel olarak seyrelme oluşmadığına işaret etmektedir.

### 5.3. HAYNES 188 KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Otojen olarak Force TIG kaynak makinesiyle birleştirilen Haynes 188 çiftinin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde çekme testi ve sertlik ölçümünden yararlanılmıştır. Elde edilen veriler sırasıyla alt bölümde ele alınmıştır.



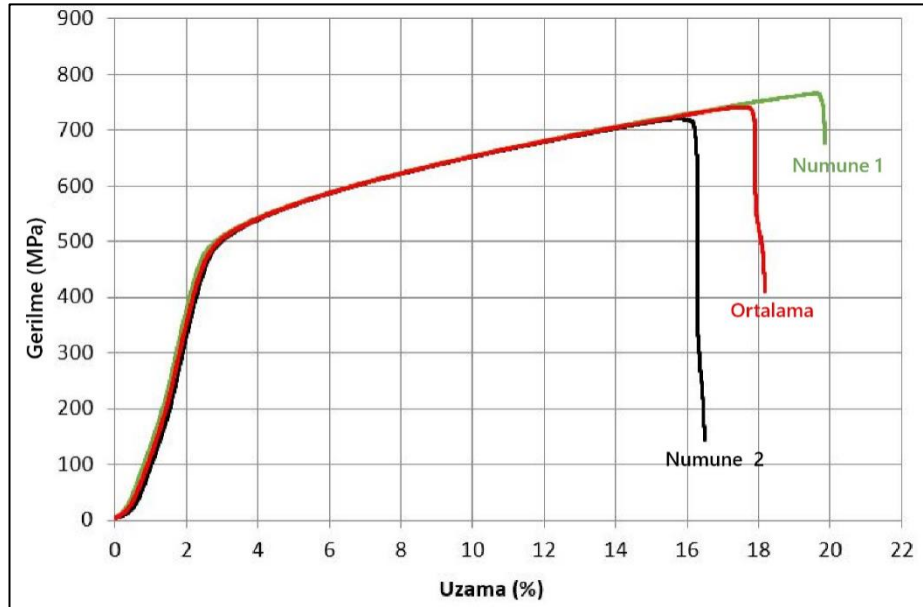
### 5.3.1. Haynes 188 Kaynaklı Birleştirmenin Oda Sıcaklığındaki Çekme Test Sonuçları ve Değerlendirilmesi

Birleştirmenin oda sıcaklığındaki ( $\approx 25$  °C) statik çekme yükü etkisi altındaki davranışı çekme testi ile belirlenmiştir. Elde edilen çekme test verileri Çizelge 5.1’de gerilme-gerinim eğrisi grafikleri ise şekil 5.8’de gösterilmiştir.

Çizelge 5.1. Haynes 188 kaynaklı birleştirmenin çekme test sonuçları.

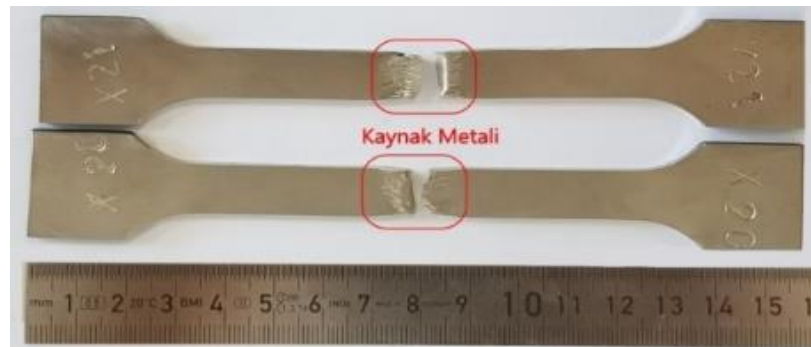
Numune	Akma dayanımı (MPa)	Çekme dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Kesit daralması (%)
1	564,23	766,20	14,28	14,80
2	575,50	720,66	14,93	14,93
<b>Ortalama</b>	569,86	743,43	14,60	14,87

Tablo 5.1 ve şekil 5.8’ten görüldüğü gibi birleştirmenin ortalama akma dayanımı yaklaşık 570 MPa, çekme dayanımı yaklaşık 743 MPa ve uzaması ise %14,60 olarak tespit edilmiştir. Haynes 188 alaşımının ortalama 571 MPa akma dayanımı, 1005 MPa çekme dayanımı ve %60,9 olarak belirlenen uzamasıyla mukayese edildiğinde, kaynaklı birleştirmenin akma dayanımında belirgin bir değişim tespit edilmemiştir.



şekil 5.8. Oda sıcaklığında test edilen kaynaklı bağlantıların gerilme-uzama grafiği.

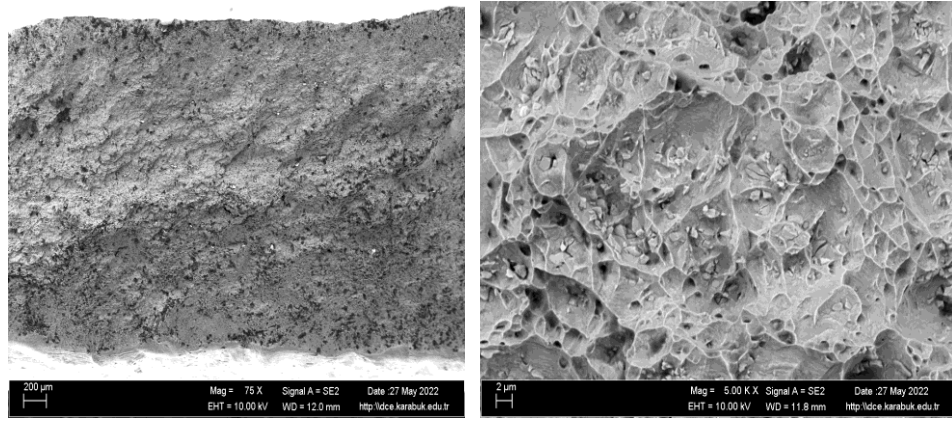
Ancak ana metalle kıyaslandığında, birleştirmenin maksimum çekme dayanımı 262 MPa ve uzama miktarı ise yaklaşık %76 daha da düşük bulunmuştur. Çekme ve uzamada azalmanın sorumlusu otojen olarak yüksek enerji yoğunluklu Force TIG kaynak makinesi ile birleştirilen alaşımın kaynak metalinin kimyasal bileşiminde az da olsa değişim ve mikroyapısında belirgin şekilde dönüşüm olmasıdır. Ayrıca alaşıma dayanım kazandıran katı eriyik mukavemetlenmesinin yanı sıra yapıda oluşan karbür ve intermetaliklerin kaynak banyosunda çözelti içerisine geçerek hızlı katılaşma sürecinde yeterince çökmeye zaman bulamazlar. Bunlar dayanım düşüşünün sebebi olarak değerlendirilmektedir. Katılaşma sırasındaki kolonsal taneler içerisinde oluşan dentritik yapı ve dendrit kolları arasında oluşan karbürler ve poroziteler şekillendirilebilirlikteki azalmanın nedenleri arasındadır. Test numunelerinin tamamının kaynak metalinden kopmasının sebebinin de bunlar olduğu düşünülmektedir (Şekil 5.9). Burada dikkat çeken husus kaynaklı birleştirmenin akma dayanımının Haynes 188 alaşıma göre bir miktar (yaklaşık 30 MPa) büyük bulunmasına rağmen ana metal yerine kaynak metalinden hasarın oluşumu şu şekilde açıklanabilir. Otojen kaynaklı birleştirmede yapısal dönüşümle birlikte kolonsal dentritik kaba yapı sertlikteki ve şekillendirilebilirlikteki azalmayla birlikte test sırasında çekme numunesinde boyun verme kaynak metalinden başlayarak hasarın bu bölgeden oluşmasına neden olduğu düşünülmektedir. Kaynaklı birleştirmenin ITAB bölgesinin sertliğinin bağlantının diğer bölgelerine göre bir miktar yüksek bulunması birleştirmenin akma dayanımının ana malzemeye göre daha yüksek bulunmasının sebebi olarak düşünülmektedir.



Şekil 5.9. Haynes 188 kaynaklı birleştirmenin oda sıcaklığında yapılan çekme testi sonrası hasarın olduğu bölge görüntüsü.

Ancak elde edilen birleştirmelerin dayanımı ana malzemenin dayanımının 2/3'ten daha fazla bulunması bağlantının mukavemetinin kabul kriterleri arasında olduğuna işaret etmektedir. Ancak birleştirme şekillendirilebilirliğinin ana metalin uzama miktarından oldukęa dūřuk bulunması çözüm aranması gereken problem olarak durmaktadır.

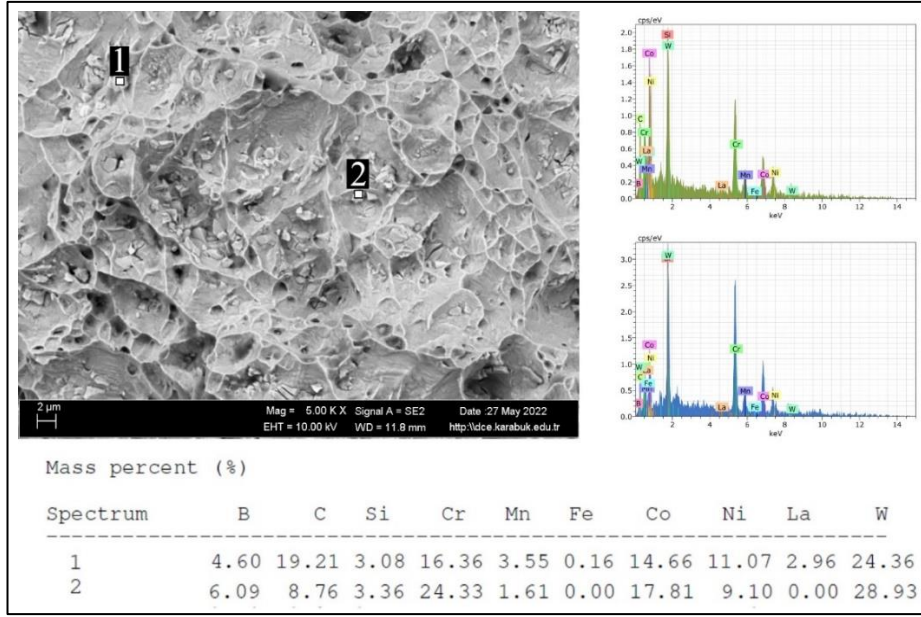
Kaynaklı ekme test numunelerinin kırılma yüzeyleri etraflıca incelenmiş ve kırık yüzey görüntüleri Şekil 5.10'da paylaşılmıştır.



Şekil 5.10. Haynes 188 kaynaklı çekme test numunesinin kırılma yüzeyi.

Şekil 5.10'da görüldüğü gibi; kaynaklı numunenin kırılma yüzeyindeki kesitteki daralma ve çukurcuklar sünek kırılma davranışı ile taneler arası kırıldığını gösterir. ukurcukların içinde, kaynaklı bağlantının mukavemetini artıran farklı boyut ve şekillerde çökeltiler (intermetalik ve metal karbürler) vardır. Bunların, deformasyona bağlı dislokasyon yoğunluğunun artması ve çökeltiler ile dislokasyonlar arasındaki etkileşim nedeniyle kaynak metalinde çatlak başlamasına katkıda bulunduğu düşünölmektedir. Bu çatlaklar kaynaklı numunenin kırılma davranışını etkilerler. Numunelerin kırılma yüzeylerinde görölen lokal düzlemsel bölgeler, klivaj kırılma yüzeyleri ve parlak görüntü numunelerin gevrekleştiğini gösterir. Yapıdaki bazı çökeltilerin de tane içi ayrılma ile klivaj şeklinde kırıldığı gözlenmiştir. Kırık yüzeyindeki çökeltileri tanımlamak için EDS analizi yapılarak analiz sonuçları Şekil 5.11'de sunulmuştur.





Şekil 5.11. Haynes 188 kaynaklı birleştirmenin kırılma yüzeyinden alınan EDS analizi.

Analiz sonucunda karbon, silisyum, mangan, tungsten ve lantan gibi elementlerin yüksek olmasına rağmen nikel, demir ve kobaltın ise düşük olması dikkat çekmektedir (Şekil 5.11). Bu sonuçlar, otojen kaynaklı numunenin yapısında metal karbür ve intermetalik gibi çökelti oluşumunun kanıtıdır. Daha önce bahsedildiği gibi, kobalt esaslı süper alaşımların yapısında MC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> gibi çökelti oluştuğu rapor edilmişti [32]. Otojen kaynaklı numunenin kırık yüzey görüntüsünde bulunan çok çeşitli boyut ve şekildeki çökeltilerin varlığı, bunların oluşması için yeterli zaman ve sıcaklığa sahip olduklarını ortaya koymaktadır. Metal karbür ve/veya intermetalik türevli oluşan bu çökelti dislokasyonu engellemekte ve dislokasyon yoğunluğunun artmasına neden olarak kaynağın mukavemetinde ve şekillendirilebilirliğinde büyük rol oynamaktadır. Ayrıca sert çökelti yumuşak matris arayüzeyinde oluşan mikroboşluklar birleşerek büyür ve taneler arası sünek davranış ile kaynak metalinden kopmayı teşvik ederler.

### 5.3.2. Haynes 188 Alaşım Birleştirmenin Yüksek Sıcaklıklardaki Çekme Test Sonuçları ve Değerlendirilmesi

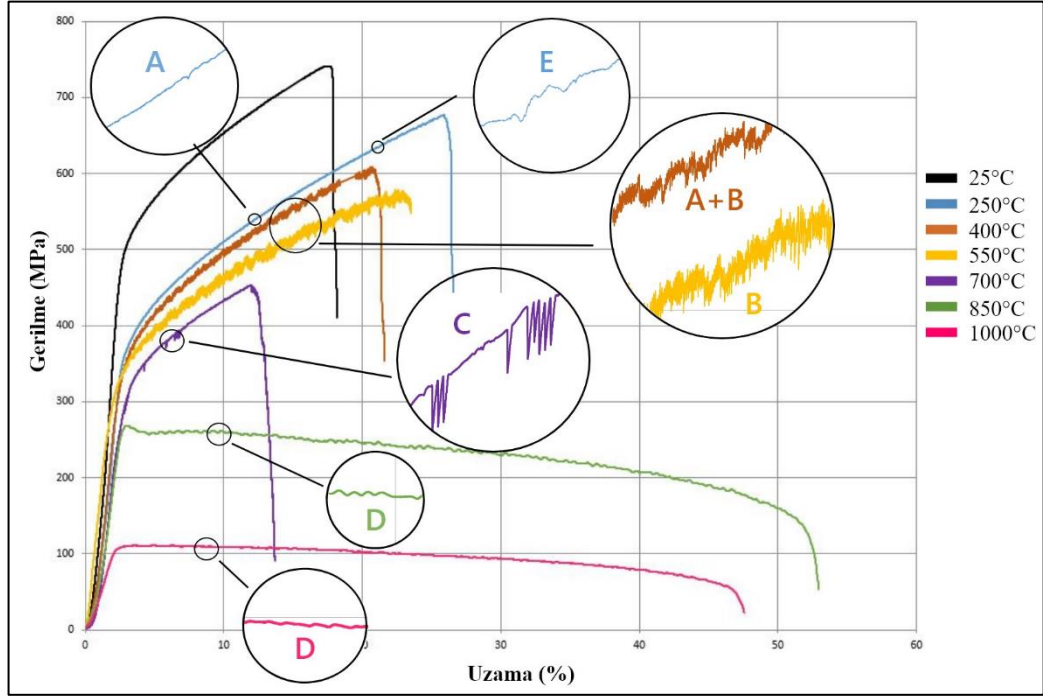
Kaynaklı bağlantıların yüksek çalışma sıcaklıklarındaki dayanımlarını tespit etmek amacıyla Haynes 188 süper alaşım çiftinin kaynaklı bağlantıları üzerinde yapılan

sıcak çekme testinden elde edilen ortalama akma, çekme dayanımı, % uzama, çalışma sertleşmesi üssü (n) ve hesaplanan sertleşme kapasitesi sonuçları verileri Çizelge 5.2’de verilmiştir. Elde edilen gerilme-uzama grafikleri ise Şekil 5.12’de gösterilmiştir.

Çizelge 5.2. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin yüksek çalışma sıcaklıklarında ortalama çekme test verileri.

Test sıcaklığı (°C)	% 0,2 Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Çalışma Sertleşmesi Üssü (n)	Kesit Daralması (%)	Sertleşme Kapasitesi
25 °C	569,9 ± 5,6	743,4 ± 22,8	14,6 ± 0,3	0,2981	24,6	0,304
250 °C	367,8 ± 2,2	646,6 ± 8,8	21,4 ± 3,0	0,3587	28,8	0,758
400 °C	334,1 ± 8,0	644,3 ± 34,2	21,9 ± 3,1	0,3678	29,5	0,928
550 °C	298,0 ± 1,8	582,7 ± 12,6	20,4 ± 0,4	0,3780	29,0	0,955
700 °C	295,7 ± 2,6	489,9 ± 32,9	14,9 ± 2,8	0,3359	15,8	0,656
850 °C	260,9 ± 3,8	268,7 ± 4,3	51,9 ± 5,9	0,0294	59,9	0,029
1000 °C	108,7 ± 3,1	111,2 ± 1,8	46,9 ± 3,2	0,0026	46,3	0,022

Haynes 188 süper alaşım çiftinin kaynaklı bağlantıları üzerinde 25 °C, 250 °C, 400 °C, 550 °C, 700 °C, 850° ve 1000 °C sıcaklarında çekme testi yapılmıştır. Test sıcaklıklarının artması ile akma ve çekme mukavemetlerinin düştüğü ancak yüzde uzama değerinin çeşitli sıcaklıklarda değişken olduğu görülmektedir. Test sonuçları incelendiğinde 250 °C sıcaklıktan itibaren gerilme-uzama eğrisinin akma dayanımı ile başlayan plastik deformasyon bölgesinin sonlarına doğru görülen dinamik yaşlanmanın göstergesi olan testere dişi şeklindeki çok küçük dalgalanma şeklindeki kararsız plastik akışın oluştuğu görülmektedir. 250 °C de yaklaşık %15 uzamadan sonra başlayan dinamik gerinim yaşlanma belirtileri, sıcaklık arttıkça akma noktasından itibaren başladığı görülmektedir. Kaynaklı bağlantının akma ve çekme dayanımları çalışmada belirlenen tüm test sıcaklıkları için standartlarda belirtilen kaynaklı bağlantıların kabul şartı olan ana malzemenin dayanımının 2/3’ünü sağladığı görülmektedir.



Şekil 5.12. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin yüksek çalışma sıcaklıklarındaki gerilme-uzama grafiği.

550 °C sıcaklıkta test edilen bağlantıların akma dayanımı ana malzemenin akma dayanımının %52 sini karşıladığı görülmektedir. 700 °C sıcaklıkta test edilen numunenin ise ana malzemenin çekme mukavemetinin %68'ini karşıladığı tespit edilmiştir. Kaynaklı bağlantıların uzama miktarları ana metal ile karşılaştırıldığında bütün sıcaklıklarda ana metalin uzama miktarından belirgin şekilde düşük olduğu görülmektedir. Otojen olarak (ilave telsiz) birleştirilen kaynaklı bağlantılarda şekillendirilebilirliğin düşüşü beklenmektedir.

850 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonrası kırılma kaynak metalinden değil, ana metalden olmuştur. Kırılmanın kaynak metalinden meydana gelmemesi birleştirmenin özellikle 850 °C ve 1000 °C deki çalışma sıcaklıklarında kullanılabilirliğini ve ilave metalsiz birleştirmenin başarılı olduğuna işaret etmektedir. 850 °C ve 1000 °C deki sıcak çekme test sonuçları ana malzemenin aynı test sıcaklıklarıyla karşılaştırıldığında akma ve çekme dayanımının neredeyse aynı olduğu bulunmuştur. Ancak % uzama miktarında bir miktar düşüş olduğu gözle çarpmaktadır.

Haynes 188 alaşının yüksek sıcaklık davranışlarını belirlerken ifade edildiği gibi; DSA'nın tipik belirtisi gerilme-uzama eğrisinin plastik Şekil değiştirme bölgesinde meydana gelen kararsız akma değişik malzemelerde A, B, C, D ve E tipi gibi farklı tiplerde oluşabildiği daha önce vurgulanmıştır [86–90].

DSA'nın en belirgin özelliği olan testere dişi Şeklinde kararsız akma Şekil 5.12'te 400 °C, 550 °C, 700 °C sıcaklıklarda test edilen numunelerin gerilme-gerinim eğrisi üzerinde çok belirgin olarak görülmektedir. 250 °C test sıcaklığında plastik Şekil değiştirme bölgesinin sonlarına doğru çok küçük dalgalanmalar Şeklinde meydana gelen kararsız akma, sıcaklık arttıķa (400 °C-750 °C) akma noktasından itibaren başladığı görülmektedir.

Çalışmada 250 °C sıcakta test edilen numunede olduğu gibi yüksek gerinim oranlarında arayer atomu olan karbon ve bor gibi atomların dislokasyonlarla etkileşimi sonucu A ve E tipi kararsız plastik akış görülmektedir. 250 °C'deki sonuçlar ana malzeme ile karşılaştırıldığında kaynaklı bağlantılarda A ve E tipi dalgalanmalar daha az görülmektedir. Bunun nedenlerinden birisinin A ve E tipi kararsız akış yüksek gerilme değerlerinde ortaya çıkmasıdır. Ana malzemede 700 MPa'dan sonra görülen yoğun A tipi dalgalanmaların ve E tipi kararsız akış kaynaklı bağlantının düşen mukavemeti nedeniyle grlmediği anlaşılmaktadır. Hale ve diğerleri Ni esaslı süper alaşımlarda plastik deformasyon sırasındaki kararsız akmanın düşük sıcaklıklarda karbon gibi arayer atomlarının difüzyonu ve yüksek sıcaklıklarda molibden ve krom gibi atomların difüzyonu ile ilişkili olduğunu iddia etmektedir [92,109].

400 °C sıcaklıkta test edilen numunenin gerilme uzama grafiği incelendiğinde A+B tipi kararsız akma olduğu görülmektedir. A+B tipi genel olarak B tipi sürekli kararsız akışın yanında, gerilme uzama grafiğinin altına düşen A tipi bir kararsız akışla birleşmesi sonucunda oluşmaktadır. 550 °C'de test edilen numuneler için B tipi dalgalanma gözlemlenmiştir. Daha önce de belirtildiği gibi, B tipi kararsız akış daha düşük gerilme oranları için biraz daha yüksek sıcaklıklarda görülmektedir.

700 °C'deki gerilme uzama grafiği incelendiğinde akma noktasının hemen sonrasında C tipi kararsız akışın artarak olduğu görölmektedir. Kopma noktasına yakın artan gerilme ile tekrar C tipi kararsız akışın başladığı ancak kopmanın etkisiyle yeteri kadar görölmediği tespit edilmiştir. Ana malzemenin 700 °C'deki gerilme uzama grafiği ile karşılaştırıldığında, kaynaklı bağlantıda akma noktasından sonra kararsız akışın daha az olduğu ve ana malzemede yüksek gerilme sonrası oluşan D tipi dalgalanmaların kaynaklı bağlantıda oluşmadığı görölmektedir.

Yüksek deformasyon hızında ve düşük sıcaklıkta, DSA meydana gelmesi için çözünen atomların difüzyonu dislokasyon hareketinden daha yavaştır. Bununla birlikte, düşük bir deformasyon oranında ve yüksek sıcaklıkta, çözünen atomlar dislokasyonlar ile hareket edebilir ve DSA davranışı kaybolabilir [109]. D tipi kararsız akma davranışı yüksek gerilmelerde oluşan yayılan kayma bandının tekrarlı şekilde çekirdeklenmesinden kaynaklandığına işaret edilmektedir [88,90]. Çalışmada 850 °C ve 1000 °C gibi yüksek test sıcaklıklarda DSA davranışının göstergesi olan kararsız akma davranışı salınımların çok küçük dalgalarda şeklinde, yani D tipinde meydana gelmesi ve şekillendirilebilirlikte tekrar artış, çözünen atomlar ile dislokasyonların birlikte hareket etmesine atfedilebilir. D tipi kararsız akış dinamik gerinim yaşlanmasının yer alan atomlarınca desteklendiği salınımlardır. Bu tip kararsız akış gerinim oranı sıçramasından sonra salınımlar hala görülebilir fakat oldukça zayıftırlar.

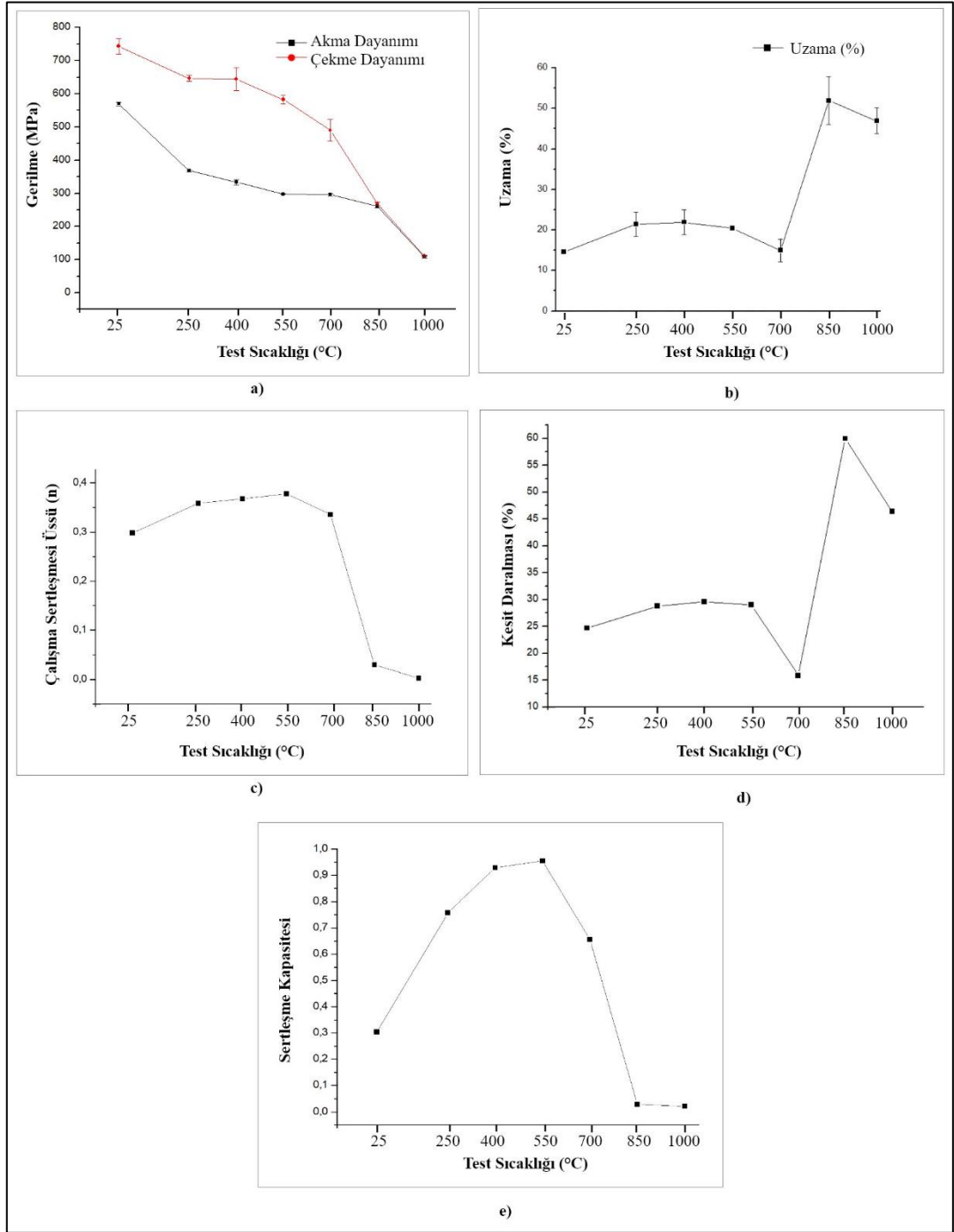
Yüksek sıcaklıklarda kararsız zig-zag şeklinde plastik akış DSA'ya atfedilir. Plastik şekil değişimi sırasında gerilmeye bağlı sistematik olarak tekrar eden bu dalgalanmalar, plastik kararsızlık, Portevin-Le Chatelier (PLC) etkisi olarak adlandırıldığı daha önce ifade edilmiştir [92,94,107]. Çözünen atomların hareketli dislokasyonlarla etkileşimin sonucu olarak plastik deformasyon sürecindeki kararsızlık için en çok kabul gören mekanizma DSA'dır. Eğri üzerindeki her gerilme düşüşü bir bant oluşumu ile eşleştirdiği rapor edilmiştir [84]. Plastik şekil değiştirme bölgesinde oluşan bu dalgalanma çeşidi gerinim oranı ve sıcaklığa bağımlıdır [85]. Yukarıda yapılan değerlendirmeler neticesinde Haynes 188 kaynaklı bağlantılarda da DSA oluşmuştur.

Kaynaklı gerilme-uzama grafiği ile ana malzemenin gerilme-uzama grafiği genel olarak salınım tipleri yönünden karşılaştırıldığında aynı sıcaklıklarda benzer kararsız akış tiplerinin oluştuğu görülmektedir. Sonuçlar Haynes 188 süper alaşım ana malzeme ve kaynaklı birleştirmesinde DSA'nın oluştuğunu teyit etmektedir.

Haynes 188 süper alaşımının kaynaklı birleştirmelerine ait sıcaklık değişimine bağlı akma ve çekme dayanımı değişim grafiği Şekil 5.13'a da gösterilmiştir. Şekil 5.13'b, c, d ve e'de ise sırasıyla test sıcaklığı değişimine bağlı % uzama, çalışma sertleşmesi üssü (n), % kesit daralması ve sertleşme kapasitesi grafikleri paylaşılmıştır.

Şekil 5.13a'da görüldüğu üzere artan sıcaklıkla birlikte otojen kaynaklı birleştirmenin akma ve çekme dayanımında sürekli azalma görülmektedir. 850 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda test edilen birleştirmelerin akma ve çekme dayanımları neredeyse eşitlenmiş olduğu dikkati çekmektedir. Çalışmada bilhassa 250 °C-700 °C sıcaklıklar arasında birleştirmelerin sıcaklık artışına rağmen akma ve çekme dayanımlarındaki azalma eğiliminin yavaşlaması dikkat çekmektedir. Bilhassa DSA'nın en belirgin olduğu sıcaklık olan 550 °C sıcaklıkta test edilen numunelerde sıcaklık artışına rağmen akma ve çekme dayanımındaki yavaşlama kaynaklı birleştirmede de DSA'nın oluştuğunu doğrulamaktadır.

Şekil 5.13b'deki sıcaklığa bağlı uzama grafiği incelendiğinde % uzama miktarının 250 °C ve 400 °C test sıcaklıklarında kaynaklı birleştirmenin uzama miktarı ana metalin uzama miktarının oldukça altında, ancak birbirlerine yakın değerlerde olduğu tespit edilmiştir. DSA'nın en belirgin olduğu sıcaklık olan 550 °C'de test edilen numunede çökeltilerin ve çözünen atomların dislokasyon hareketine engel çıkararak şekillendirilebilirlikte azalma eğilimine girerek, 700 °C'de en düşük değerine ulaştığı belirlenmiştir. 850 °C ve 1000 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı birleştirmelerin sıcaklığa bağımlı olarak çökeltilerin kabalaşarak sayılarının azalmasıyla birlikte sıcak deformasyona bağlı şekillendirilebilirlikte ciddi bir artış göstermektedir.



Şekil 5.13. Haynes 188 kaynaklı süper alaşım çiftinin test sıcaklığına bağlı olarak, a) çekme ve akma dayanım eğrisi, b) % uzama eğrisi, c) çalışma sertleşmesi üssü eğrisi d) % kesit daralması e) sertleşme kapasitesi eğrisi.

Birleştirmelerin çekme test sıcaklığı ile çalışma sertleşme üssü arasındaki ilişki grafiksel olarak gösterildiği Şekil 5.13c'den yararlanılarak açıklanmıştır. Çalışma sertleşmesi üssü “n” değeri 25 °C’de 0,29 bulunurken, artan sıcaklıkla ve deformasyonla meydana gelen DSA etkisiyle 550 °C sıcaklıkta test edilen numunede

en yüksek değerine (0,378) ulaşmıştır. 700 °C sıcaklıkta ciddi bir azalmayla 0,33 değerine düşerken, 1000 °C sıcaklıkta test edilen numunede 0,002 olarak belirlenmiştir. Çalışma sertleşmesi üssündeki bu azalma DSA etkisinin azaldığını vurgulamaktadır.

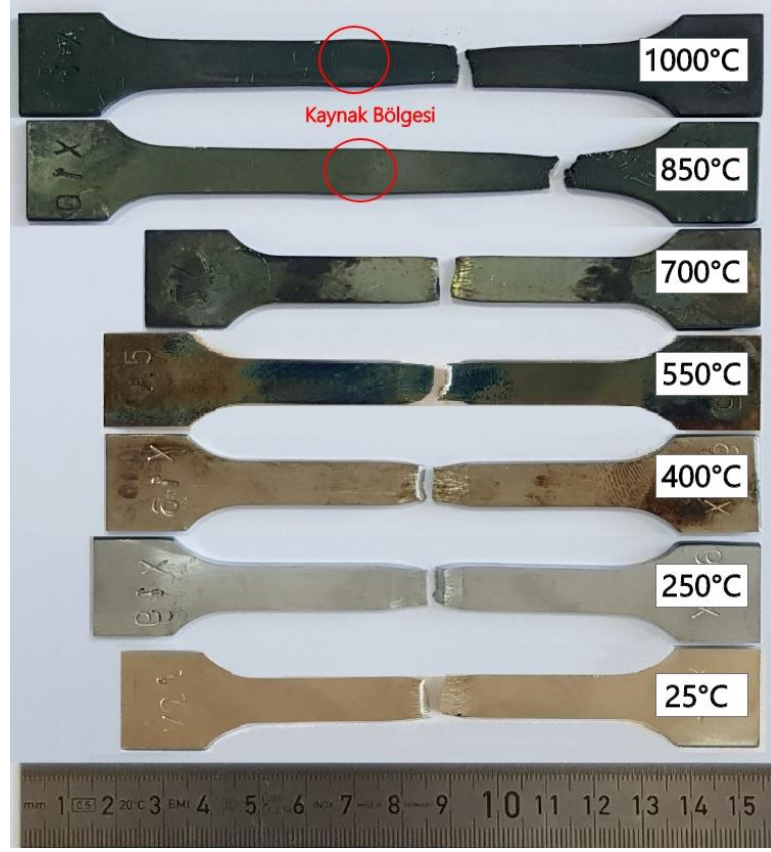
Birleştirmelerin çekme test sıcaklığı ile kesit daralması arasındaki ilişki grafiksel olarak gösterildiği Şekil 5.13d'den yararlanılarak açıklanmıştır. Artan test sıcaklığına bağlı olarak DSA'nın belirgin olarak olduğu sıcaklıklar olan 250 °C ile 550 °C sıcaklığa kadar % kesit daralmasının çok değişmediği ancak 700 °C sıcaklıkta test edilen numunede belirgin şekilde azaldığı tespit edilmiştir. Daha yüksek sıcaklıklarda kesit daralmasında belirgin bir artış bulunmuştur.

Çekme test sıcaklığı ile sertleşme kapasitesi arasındaki ilişki grafiksel olarak gösterildiği Şekil 5.13e'den yararlanılarak açıklanmıştır. Sertleşme kapasitesi değeri oda sıcaklığında 0,3 iken, 250 °C test sıcaklığından itibaren artarak 550 °C sıcaklıkta test edilen numune için 0,95 ile en yüksek değere ulaşmıştır. Sertleşme kapasitesinde sıcaklık ve deformasyonla ilişkili olarak meydana gelen DSA ile alakalı olduğu düşünülmektedir. Diğer bir ifadeyle; sertleşme kapasitesi değerinin en yüksek seviyede bulunması DSA etkisinin en fazla 550 °C sıcaklıkta test edilen numunede oluştuğunu teyit etmektedir. 700 °C'de test edilen numune için sertleşme kapasitesi de azalarak 0,65 bulunmuştur. Bu sonuç DSA etkisinin azaldığına işaret etmektedir. 850 °C ve 1000 °C'de sırasıyla sertleşme kapasitesi 0,029 ve 0,022 ile en düşük değerine inmiştir.

Oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonrası kopan kaynaklı numunelerin görüntüleri Şekil 5.14'te gösterilmiştir.

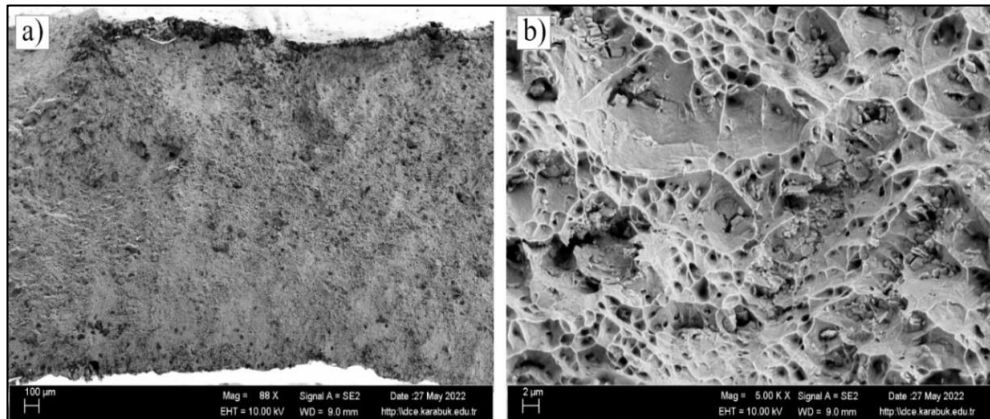
Numunelerin kırılma noktaları incelendiğinde 850 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda yapılan testler hariç bütün numuneler kaynak metalinden koptuğu görülmektedir. Çalışmada oda sıcaklığı üzerindeki sıcaklıklarda çekme testine tabi tutulan numunelerin kırılma davranışını belirlemek için kırık yüzey incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca test sırasında kırılma başlangıcına katkı sağlayabileceği düşünülen çökeltilerin üzerinden EDS analizleri gerçekleştirilmiştir.





Şekil 5.14. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin sıcak çekme testi sonrası numune görüntüleri.

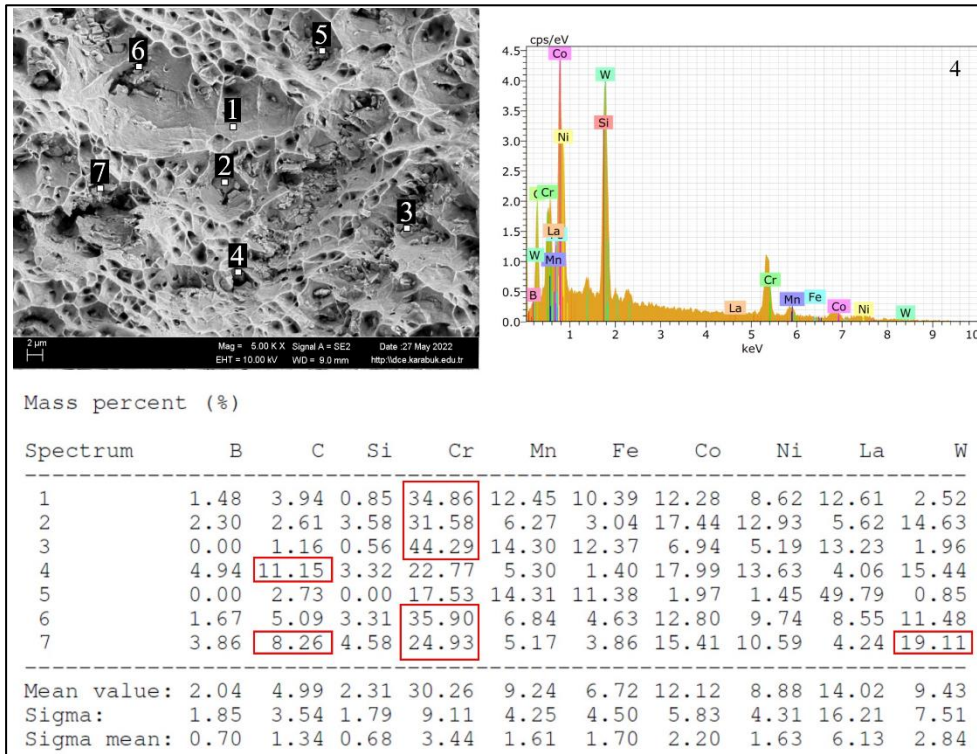
Şekil 5.15'te Haynes 188 kaynaklı birleşirmenin 250 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü paylaşılmıştır.



Şekil 5.15. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin 250 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 88x b) 5000x.

250 °C sıcaklıkta yapılan çekme testi sonrası kaynak metalinden kopan kırık yüzey incelendiğinde kesit daralması ve yüzeydeki peteğimsi görünüm sünek bir kırılma davranışıyla gerçekleştiğine işaret etmektedir. Bazı çukurcuk içlerinde farklı şekil ve boyutlarda çökeltiler görülmektedir. Bu çökeltiler kırılma başlangıcına neden olduğu düşünülmektedir. Oda sıcaklığındaki kırık yüzey görüntüsü ile karşılaştırıldığında kırılma başlangıcını oluşturabilecek çökelti sayısı ve boyutunda belirgin bir azalma gözlemlenmektedir.

Kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 5.16'da gösterilmiştir.

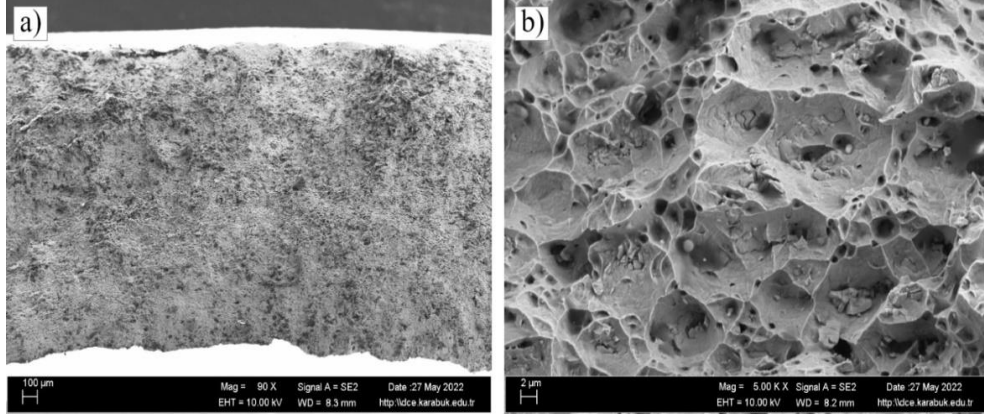


Şekil 5.16. 250 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

EDS sonuçları incelendiğinde C, Cr, Mn, Fe ve La elementlerinde belirgin bir artış olduğu görülmektedir. Bileşimdeki kobalt, tungsten ve nikel oranında belirgin azalma bulunmuştur. Özellikle karbon oranındaki artışın yüksek olduğu noktaların şekilleri itibari ile bu yapıların metal karbür ve/veya intermetalik olabileceği görülmektedir. EDS sonuçlarındaki krom elementinin oldukça yüksek olması göz

önünde bulundurulduğunda oluşabilecek çökeltilerin  $Cr_{23}C_6$  ve  $Cr_7C_3$  metal karbür formunda olabileceği dikkati çekmektedir.

Şekil 5.17’de Haynes 188 kaynaklı bağlantının 400 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü paylaşılmıştır.

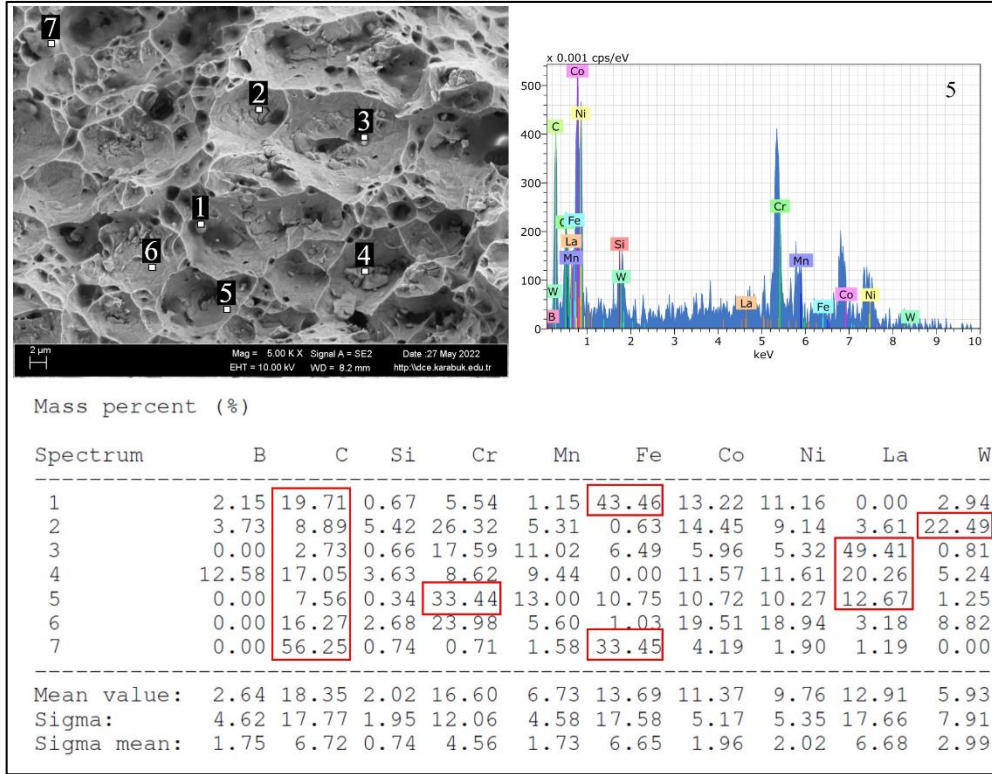


Şekil 5.17. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin 400 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 90x b) 5000x.

400 °C sıcaklıkta yapılan çekme testi numunesinin Şekil 5.18’b deki SEM görüntüsü kesit daralmasına ve yüzeydeki çukurcuklar kırılmanın intergranular olarak sünek olarak gerçekleştiğini teyit etmektedir. Ancak klivaj görünüm DSA bağlı sertlik artışıyla ilişkili gevrek kırılma işareti olarak değerlendirilebilir.

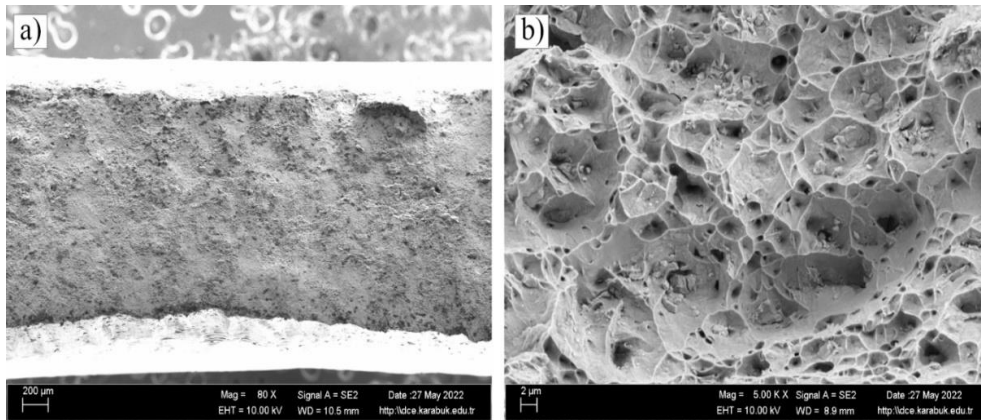
Ayrıca çukurcuklar içinde ve kırılma yüzeyinde olduğu tahmin edilen çökeltilerin küresel, lamelli ve prizmatik gibi farklı formlarda meydana geldiği görülmektedir. Kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 5.18’de gösterilmiştir.

EDS analiz sonuçlarına göre karbonun yüksek miktarlarda bulunduğu görülmektedir. Karbonla birlikte krom, demir, lantan, tungsten gibi elementlerinde bazı analiz edilen noktalarda oldukça yüksek oluşu dikkati çekmektedir. Kobalt ve nikelin yanı sıra bazı noktalarda tungstenin ve kromun azlığı tespit edilmiştir. 1 ve 7 noktalarından alınan analiz sonucu bu noktadaki çökeltilerin  $M_{23}C_6$ , MC ve  $M_7C_6$  tipinde karbür veya intermetalikler olabileceği tahmin edilmektedir [32].



Şekil 5.18. 400 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

Şekil 5.19’de Haynes 188 kaynaklı bağlantının 550 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü gösterilmiştir.



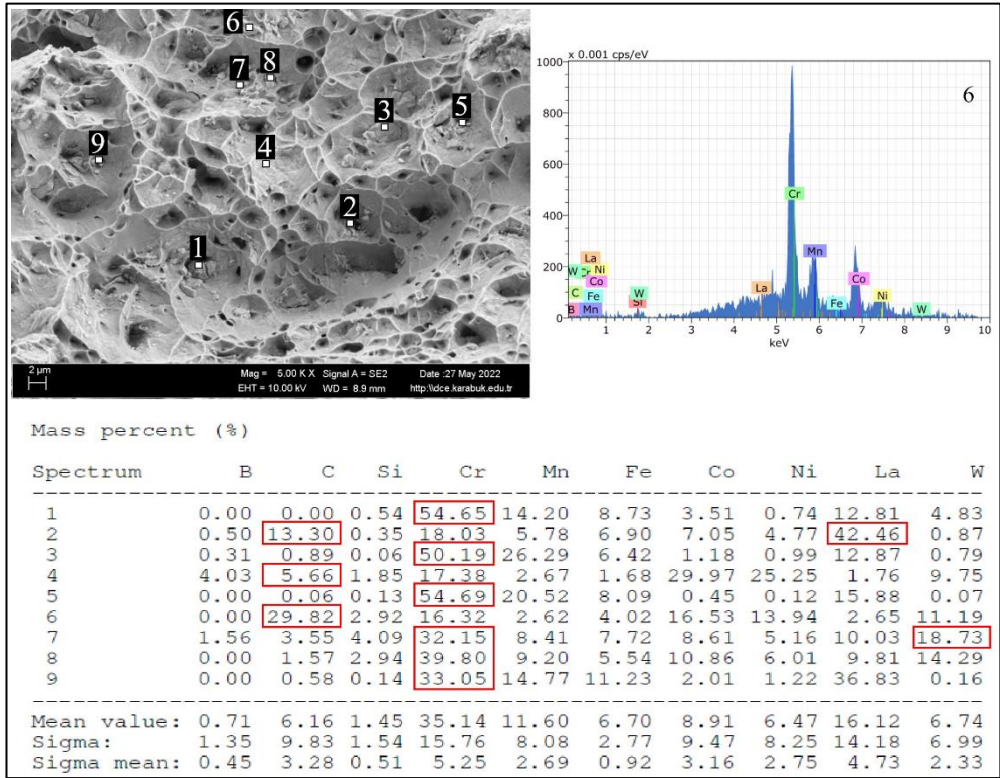
Şekil 5.19. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin 550 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 80x b) 5000x.

Şekilden görüldüğü üzere artan test sıcaklığı ile artan şekillendirilebilirlik kesitte belirgin bir daralma oluşturmuştur. DSA ile bağlantılı yarı sünek-yarı gevrek kırılma



davranışı yüzeydeki çukurcuk ve klivaj ayrılmaları ilişkilendirilebilir. Kırık yüzey görüntüsü 550 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı numunenin çukurcukların içinde kırılma başlangıcını oluşturabilecek çeşitli formlarda çökeltilerin bulunduğu görülmektedir.

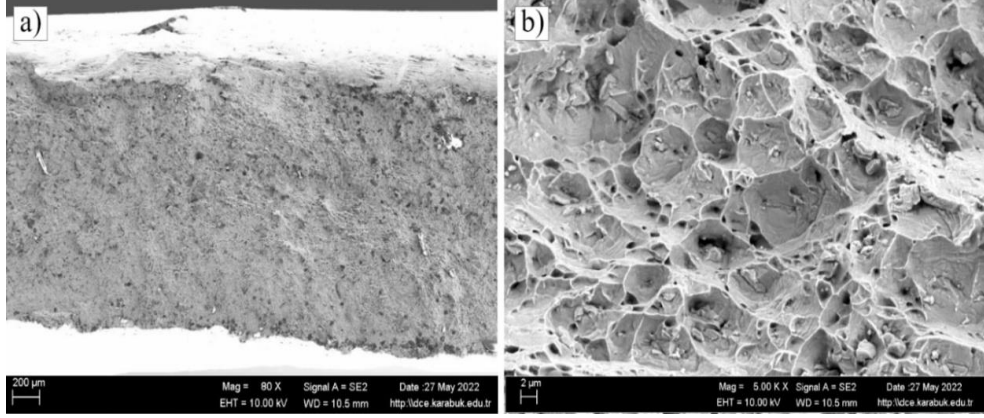
Kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 5.20'de gösterilmiştir.



Şekil 5.20. 550 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

EDS sonucu özellikle krom ve karbonun yanı sıra bazı noktalarda ise mangan, lantan, demir ve tungsten elementinin yüksekliği dikkat çekmektedir. Diğer taraftan kobalt, nikel ve bazı noktalar için tungsten elementlerinin düşüklüğü tespit edilmiştir. Bu sonuçlar oluşan çökeltilerin  $Cr_{23}C_6$  ve  $Cr_7C_3$  metal karbür bileşikleri veya intermetalik olasılığı düşünülmektedir [34].

Şekil 5.21’de Haynes 188 kaynaklı bağlantının 700 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü gösterilmiştir.

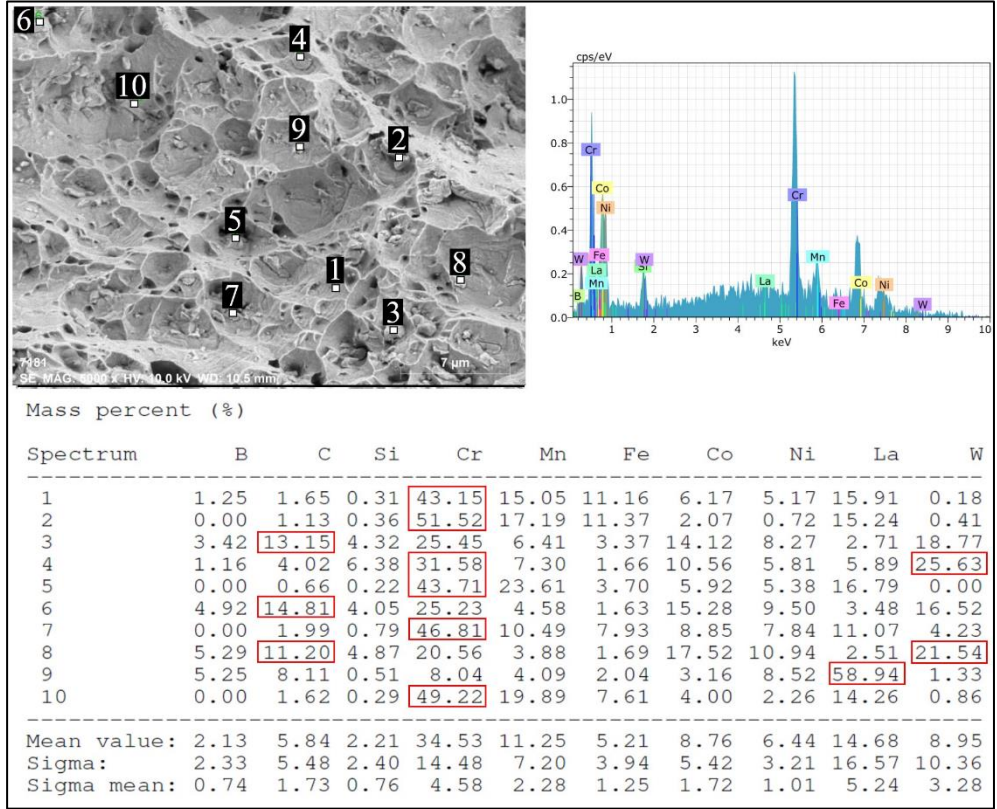


Şekil 5.21. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin 700 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 80x ve b) 5000x.

Şekil 5.22’b deki 700 °C sıcaklıkta test edilen numunenin kırık yüzeyi incelendiğinde kırılmanın transgranular bir şekilde yarı sünek-yarı gevrek bir şekilde gerçekleştiği çukurcukların derinliğinin azalmasından anlaşılabilmektedir. Ayrıca çukurcuklar içinde çok sayıda farklı tipte ve boyutları daha büyük çökeltilerin mevcudiyeti söz konusudur. Boyutlarındaki kabalaşma test sıcaklığıyla alakalı olduğu düşünülmektedir.

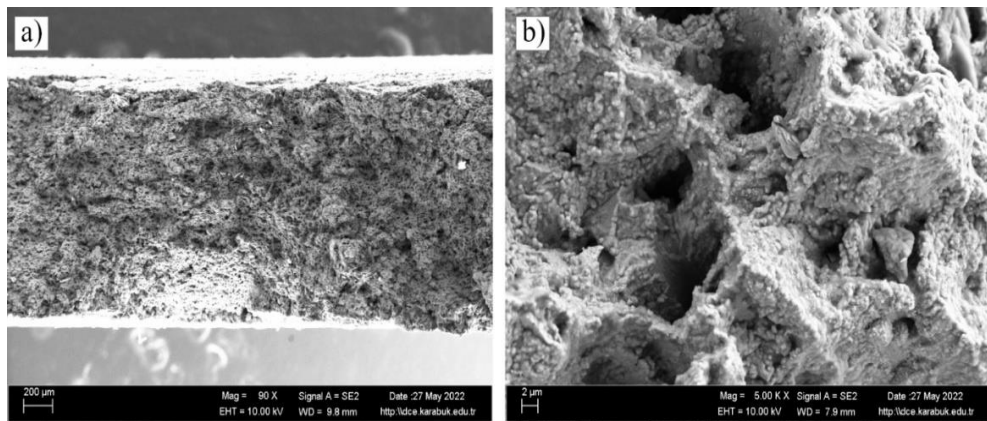
Kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 5.22’te gösterilmiştir.

EDS analiz sonucu ağırlıklı karbon, krom ve bazı ölçüm noktaları için mangan lantanyum, tungsten ve demir elementlerinin oldukça yüksek bulunması dikkat çekmektedir. Kobalt ve nikel miktarında belirgin azalma göze çarpmaktadır. Bu kimyasal bileşimdeki değişim metal karbür ve/veya intermetalik oluşumunu atfedilebilir. Yüzey merkez kübik kafes yapılı  $M_{23}C_6$  metal karbür,  $Cr_{23}C_6$  kimyasal bileşiminde  $(Cr, Fe, W, Mo)_{23}C_6$  formunda meydana gelebilir. Bu metal karbür, film, küresel, levha, lamelli ve hüresel olarak çökelebilmektedir. Genellikle tane sınırlarında şekillenir. “M” elementi genellikle Cr, ancak Ni-Co, Fe, Mo ve W da yerine geçebildiği raporlanmaktadır [32].



Şekil 5.22. 700 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

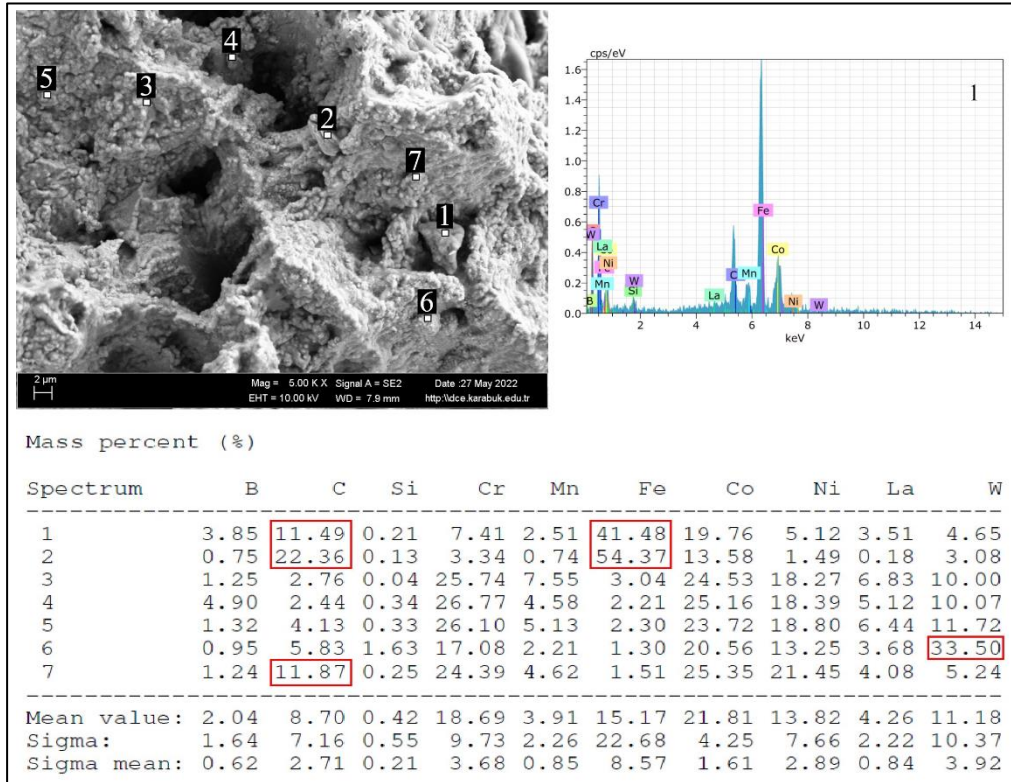
Şekil 5.23'te Haynes 188 kaynaklı bağlantının 850 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü paylaşılmıştır.



Şekil 5.23. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin 850 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 90x b) 5000x.

850 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda çekme testine tabi tutulan kaynaklı numunelerin ana metalden koptuğu daha önce belirtilmiş ve Şekil 5.15'te gösterilmişti. Şekil 5.23'a ve b'de paylaşılan kırık yüzey görüntüsünden anlaşıldığı gibi test sıcaklığına bağlı olarak artan şekillendirilebilirlikle kesitte çok belirgin daralma söz konusudur. Yüzeydeki büyük çukurcukların büyük ve derin oluşu kırılma formunun aşırı sünek oluştuğunu teyit etmektedir. Yapıda oluşan çökeltilerin miktarının azalarak kabalaşması ve bir kısmının tekrar ana matris içine çözüldüğünü akla getirmektedir [41].

Kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 5.24'te gösterilmiştir.



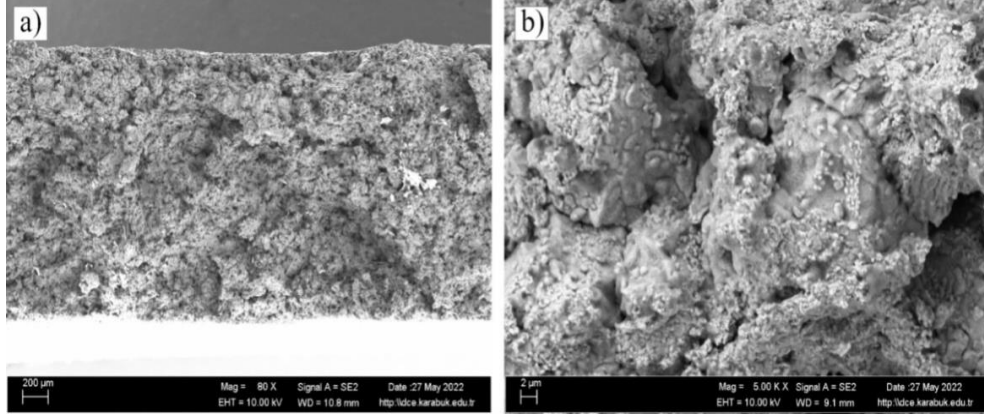
Şekil 5.24. 850 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

Analizin gerçekleştiği bazı noktalar için artan karbon, demir, mangan, lantanyum ve tungsten miktarı bazı ölçüm noktaları için nikel, krom ve tungstendeki azalma dikkat



çekmektedir. Bu sonuçlar bu sıcaklıkta yapıda bulunan çökeltilerin metal karbür ve/veya intermetalik olabilme ihtimalini kuvvetlendirmektedir.

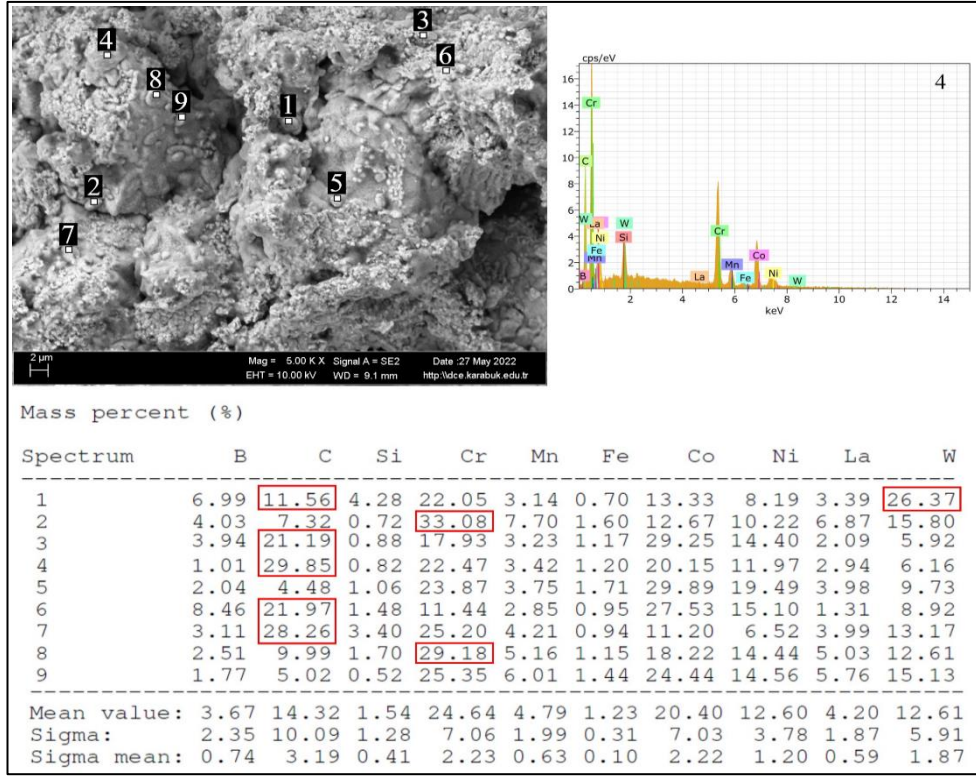
Şekil 5.25'te Haynes 188 kaynaklı bağlantının 1000 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü gösterilmiştir.



Şekil 5.25. Kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin 1000 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 80x b) 5000x.

Sıcaklığa bağımlı artan şekillendirilebilirlikle ilişkili kesitteki daralma Haynes 188 alaşımın kaba çukurcuklarla sünek hasara uğradığını vurgulamaktadır. Yüzeydeki az sayıda kaba çökelti oluşumu da göze çarpmaktadır.

Çökeltiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 5.26'da gösterilmiştir. EDS analiz sonucu bazı ölçüm noktaları için yüksek bulunan karbon, krom, mangan ve tungsten ve lantan elementlerindeki yükseklik dikkat çeken hususlardan birisidir. Diğer husus ise bazı ölçüm noktalarında kobalt ve nikel miktarındaki azalma bu test sıcaklığında da metal karbür ve intermetaliklerin varlığına delil olarak gösterilebilir.



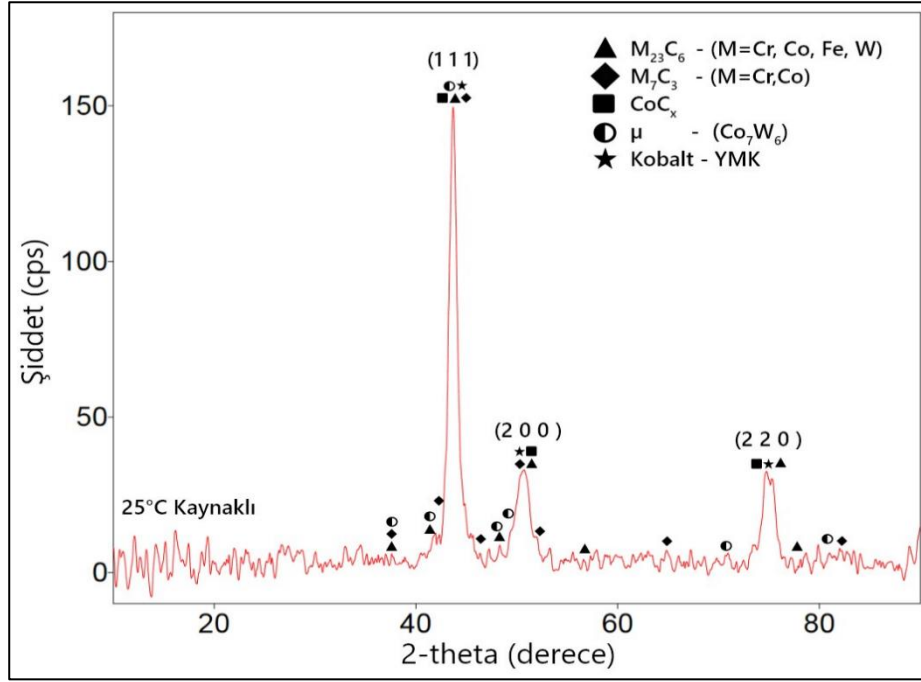
Şekil 5.26. 1000 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım çiftinin çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

#### 5.4. HAYNES 188 ALAŞIM KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN XRD ANALİZİ SONUCU VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Otojen olarak Force TIG kaynak makinesiyle birleştirilen Haynes 188 çiftinin kaynak metalinde oluşan yapının ve çökeltilerin net olarak belirlenmesi için XRD analizi oda sıcaklığında ve 550 °C için gerçekleştirilmiştir. Analiz sonuçları Şekil 5.27 ve 5.28’de gösterilmiştir.

##### 5.4.1. Kaynaklı Haynes 188 Süper Alaşımın 25 °C Sıcaklığındaki XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi

Çalışmada kullanılan Haynes 188 süper alaşım kaynaklı birleştirmesinin oda sıcaklığında yapısında oluşan çökeltilerin türlerinin net olarak belirlenebilmesi için XRD analizine tabi tutulmuştur. Analiz sonuçları Şekil 5.27’de gösterilmiştir.

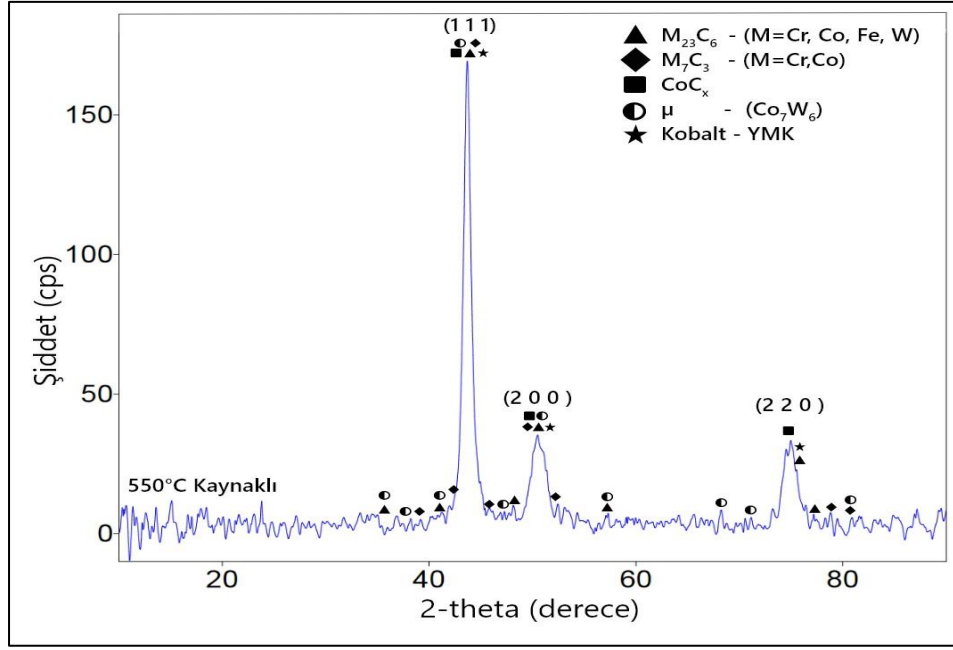


Şekil 5.27. Otojen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım birleştirmesinin oda sıcaklığındaki kaynak metalinin XRD analizi.

Şekil 5.27'deki analiz sonucu otojen kaynaklı birleştirmenin kaynak metalinin de matris yapısının yüzey merkez kübik östenit fazından oluştuğu net olarak belirlenmektedir. Yapılan analiz sonucunda ayrıca kaynak metalinde  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $CoC_x$ ,  $Co_7W_6$  çökeltilerinin varlığı tespit edilmiştir. Bu çökeltilerin kaynaklı birleştirmenin şekillendirilebilirliğinin ana malzemeye göre daha düşük bulunmasında rolü olduğuna işaret etmektedir.

#### 5.4.2. Kaynaklı Haynes 188 Süper Alaşımın 550 °C Sıcaklığındaki XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi

Çalışmada kullanılan Haynes 188 süper alaşım kaynaklı birleştirmesinin 550 °C sıcaklığında yapılan çekme testi sonrası yapısında oluşan çökeltilerin kesin olarak belirlenebilmesi için XRD analizine tabi tutulmuştur. Analiz sonuçları Şekil 5.28 'de paylaşılmıştır.



Şekil 5.28. Otojen kaynaklı Haynes 188 süper alaşım birleştirmesinin 550 °C sıcaklığındaki kaynak metali XRD analizi.

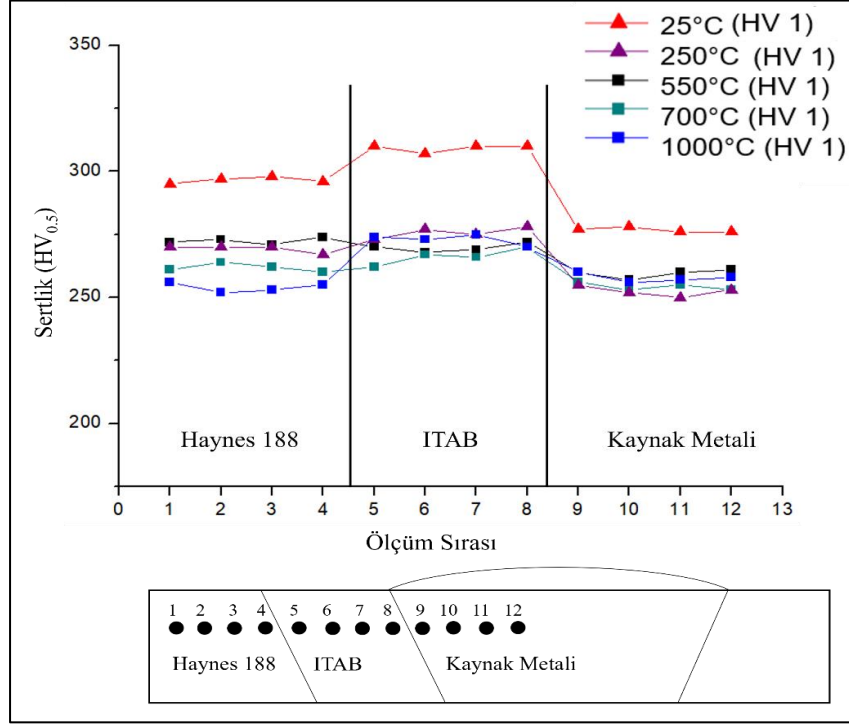
Kaynaklı bağlantının 550 °C ile 25 °C sıcaklığındaki XRD analizi karşılaştırıldığında 550 °C sıcaklığındaki fazların şiddetinin daha yüksek olduğu dolayısıyla sıcaklığın etkisi ile daha fazla çökelti oluştuğu görülmektedir. Oda sıcaklığındaki analiz ile 550 °C’de oluşan çökeltilerin aynı çökeltiler olduğu görülmektedir. Yapılan incelemede  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $CoC_x$ ,  $Co_7W_6$  metal karbür ve intermetalikleri tespit edilmiştir.

## 5.5. HAYNES 188 KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN SERTLİK ÖLÇÜM SONUCU VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Otojen olarak Force TIG kaynak makinesiyle birleştirilen Haynes 188 çiftinin kaynaklı bağlantısının oda sıcaklığında ve yüksek çalışma sıcaklıklarında test edilen numunelerin ana metal, ITAB ve kaynak metalini kapsayacak şekilde mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

Sıcaklık, gerinim ve bunlarla ilişkili DSA’nın birleştirmenin sertliğine etkisini belirlemek için kaynaklı numuneler çekme test sıcaklıklarında aynı bekleme süreleri için ısıtım fırınında bekletilmiştir. Burada yalnızca 25 °C, 250 °C, 550 °C, 700 °C ve 1000 °C sıcaklıklarında ısıtım fırınında bekletilen numunelerin sertlik dağılım

grafikleri oluşturulmuştur. Sertlik ölçüm sonuçları grafiksel olarak Şekil 5.29’te gösterilmiştir.



Şekil 5.29. Haynes 188-Haynes 188 kaynaklı birleştirmenin sertlik profili.

Şekil 5.29’den görüldüğü üzere; oda sıcaklığında test edilen Haynes 188-Haynes 188 aynı cins kobalt esaslı süper alaşım birleştirmesinden elde edilen sertlik ölçüm sonuçları bağlantının ana metal sertliğinin kaynak termal çevriminden etkilenmediğini küçük salınımlar olmasına rağmen yaklaşık olarak 300 HV<sub>1</sub> olarak tespit edilmiştir. Birleştirmenin ITAB sertliğinin kaynak termal çevrimiyle ilişkili yapısal dönüşümle ve tane boyutundaki değişimlerle alakalı olarak ana metale göre yaklaşık 25 HV<sub>1</sub> arttığı belirlenmiştir. Bağlantının kaynak metalinin sertliği ise otojen kaynak uygulamasına, kaynak termal çevrimine bağlı olarak değişen dentritik mikroyapıya, kaynak ark ısı ile çözünen karbürlerin ve intermetaliklerin bazılarının tekrar oluşmaya zaman bulamamasıyla veya bu oluşumların kabalaşmasıyla alakalı olarak ana metale göre 20 HV<sub>1</sub> düştüğü belirlenmiştir.

250 °C sıcaklıkta test edilen numunenin sertliği bağlantının tüm bölgeleri için oda sıcaklığında test edilen numuneye göre daha düşük bulunmuştur. Ana metal ile ITAB

geçişinde bir sertlik düşüşünün ardından ITAB'da yaklaşık 20 HV<sub>1</sub> sertliğin arttığı görülmektedir. Kaynak metalinde ise ana metale göre 15 HV<sub>1</sub>'lik azalma tespit edilmiştir. Kaynak metalinin yapısal dönüşüme bağlı olarak kaynak termal çevriminden etkilendiği görülmektedir. Bu sıcaklık kaynaklı birleştirme için aynı zamanda bir gerilim giderme ısıl işlemi olarak değerlendirilebilir. Dolayısıyla birleştirmenin sertliği oda sıcaklığında test edilen numuneye göre bağlantının tüm bölümleri için daha düşük bulunması gerilim rahatlamasıyla açıklanabilir.

Çekme test sonuçlarının da işaret ettiği gibi otojen kaynaklı birleştirmelerde DSA'nın belirgin şekilde oluştuğu 550 °C sıcaklıkta test edilen numunenin sertlik verileri oda sıcaklığında test edilen numuneye göre daha düşük bulunmuştur. Birleştirmenin ana metalinden kaynak metaline doğru ilerledikçe yaklaşık 15 HV<sub>1</sub> değerinde bir yumuşama görülmektedir. ITAB ve kaynak metalindeki bu sertlik azalmasının sıcaklığın etkisi sonucunda gerilim rahatlaması ile ilgili olduğu düşünülmektedir. Ancak DSA etkisiyle birleştirmenin mekanik özelliklerinden akma ve çekme dayanımında düşüşün azalması bağlantının sertlik profilinde belirgin olarak görülmemektedir. Bu durum DSA'nın etkisini daha ziyade şekillendirilebilirlikte göstermesiyle açıklanabilir. Çünkü statik deformasyon yaşanması etkisini akma dayanımında ve sertlikte gösterirken, DSA şekillendirilebilirlikte gösterir.

700 °C sıcaklıkta test edilen numunenin sertlik dağılımı 550 °C sıcaklıkta test edilen birleştirmenin sertlik dağılımına yakın bir profil izlediği belirlenmiştir. Ancak 700 °C'de test edilen numunenin ITAB'ın yaklaşık 10 HV<sub>1</sub> daha düşük, kaynak metalinin ise ana metale göre yaklaşık 20 HV<sub>1</sub> düştüğü ve yaklaşık 254 HV<sub>1</sub> olarak ölçülmüştür.

Çalışmada kullanılan en yüksek sıcaklık olan 1000 °C'de test edilen numunenin sertlik dağılımının ana metal bölgesi diğer sıcaklıklardan düşük olduğu belirlenmiştir. Yüksek sıcaklığa maruz kalan ana metalin mukavemet artışı sağlayan çökelti veya karbür türevi yapıların çözülerek ve/veya tane kabalaşmasıyla sertlik düşüşünü meydana getirdiği düşünülmektedir. Ana metalin sertliği ITAB ve kaynak metaline göre düşük olması dikkati çekmekte ve çekme testinde hasarın ana metalden

oluşmasına neden olmuştur. ITAB'ın sertliği hem ana metal hem de kaynak metalinden yaklaşık 15 HV<sub>1</sub> yüksek bulunmuştur. Bu artışın kaynak termal çevrimiyle ilişkili yapısal dönüşümle ve tane boyutundaki değişimlerle alakalı olduğu düşünülmektedir.

Sertlik dağılımı sonuçlarının genel bir değerlendirilmesi yapıldığında 25 °C, 250 °C, 550 °C ve 700 °C test edilen birleştirmelerin kaynak metalinin sertliği ITAB ve ana metale göre daha düşük olduğu görülmektedir. Bu sebeple belirtilen sıcaklıklarda çekme test numunelerinde hasar kaynak metalinden oluşmuştur.

## **5.6. HAYNES 188 KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERE UYGULANAN YAŞLANDIRMA ISIL İŞLEMİ**

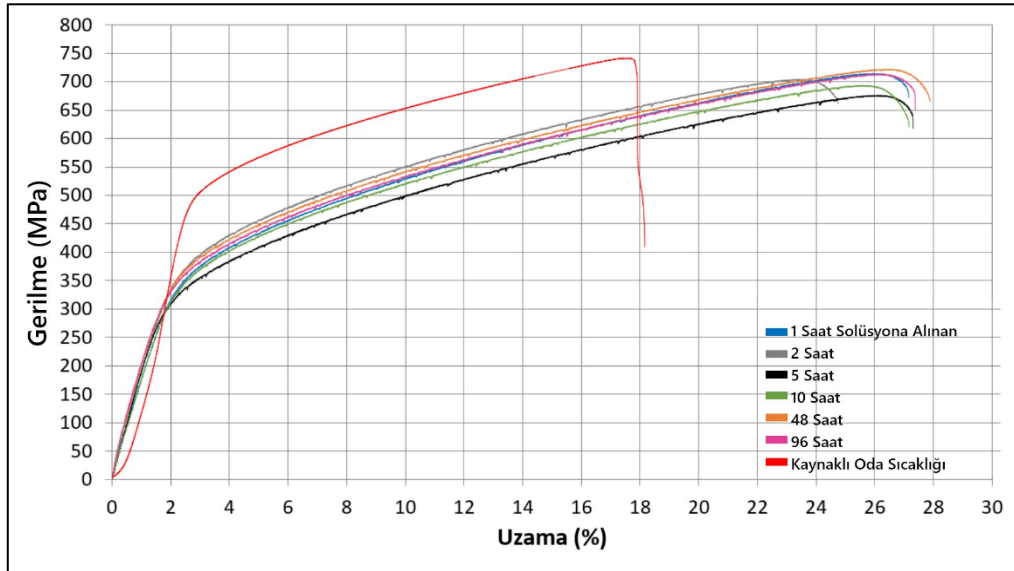
Çalışmanın bu bölümünde Haynes 188-Haynes 188 kaynaklı bağlantıların şekillendirilebilirliğini iyileştirmek ve mukavemetini artırmak amacıyla solüsyona alma ve yaşlandırma ısıl işlemleri uygulanmıştır. Yaşlandırma işlemi için hazırlanan çekme ve mikroyapı numuneleri ısıl işlem fırınında 1175 °C'de 1 saat bekletilerek solüsyona alınmış ve oda sıcaklığına hızla suda soğutulmuştur. Daha sonra numuneler literatürde ve Haynes 188 malzeme kataloğunda belirtilen süreler dikkate alınarak 2, 5, 10, 48 ve 96 saat DSA'nın en belirgin olarak gözlemlendiği 550 °C sıcaklıkta yaşlandırma işlemi yapılmıştır. Yaşlandırma ısıl işlemi sonrası çekme testi, mikroyapı ve XRD incelemeleri yapılmış ve aşağıdaki bölümlerde sunulmuştur.

### **5.6.1. Yaşlandırma İşlemi Sonrası Kaynaklı Birleştirmenin Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi**

Solüsyona alma ve soğuma yaşlanması ısıl işlemlerinin kaynaklı bağlantıların özellikleri üzerindeki etkisini görmek için numunelere çekme testi uygulanmıştır. Çizelge 5.3 ve Şekil 5.30'da 1175 °C sıcaklıkta 1 saat solüsyona alınan ve 550 °C de farklı süreler için yaşlandırılan numunelerin çekme testi ortalama grafik sonuçları paylaşılmıştır. Ayrıca mukayese yapabilmek için kaynaklı birleştirmenin oda sıcaklığında tespit edilen gerilme-uzama grafiği de gösterilmiştir.

Çizelge 5.3. Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çiftinin yaşlandırma ısıl işlemi sonrası ortalama çekme test verileri.

Isıl işlem	Ortalama Akma (MPa)	Ortalama Çekme (MPa)	Ortalama Uzama (%)
1 saat çözelti alma	334,00	714,26	26,08
2 saat yaşlandırma	355,00	703,88	23,47
5 saat yaşlandırma	294,00	675,89	26,12
10 saat yaşlandırma	314,00	693,12	25,65
48 saat yaşlandırma	350,00	722,52	26,55
96 saat yaşlandırma	340,00	714,63	26,32
Kaynaklı numune oda sıcaklığı	488,00	743,43	14,60



Şekil 5.30. Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çiftinin solüsyona alma ve yaşlandırma ısıl işlemi sonrası ortalama gerilme-uzama grafiği.

Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çiftinde kaynak işlemi sonrası sünekliğinin belirgin şekilde düştüğü önceki bölümlerde de ifade edilmişti. Şekil 5.30'da paylaşılan solüsyona alınan ve farklı süreler için yaşlandırılan numunelerin ortalama gerilme uzama grafikleri kaynaklı birleştirme numunesinin oda sıcaklığındaki test verileriyle mukayese edilerek değerlendirilmiştir.

Buna göre kaynaklı birleştirmenin oda sıcaklığındaki çekme test sonucu ile 1175 °C sıcaklıkta 1 saat solüsyona alındıktan sonra suda oda sıcaklığına soğutulan numunelerin verileriyle kıyaslandığında; akma dayanımında 154 MPa, UTS'de 43



MPa azalma fakat uzama %14,6'dan %26,08'e belirgin şekilde arttığı tespit edilmiştir. Dayanımdaki düşme ve uzamadaki artışın sebebi solüsyona alma ısıl işlemi ile yapıdaki çökeltilerin bir miktar çözünmesi ve deformasyon sürecinde dislokasyon hareketine yeterince engel olamamasıdır.

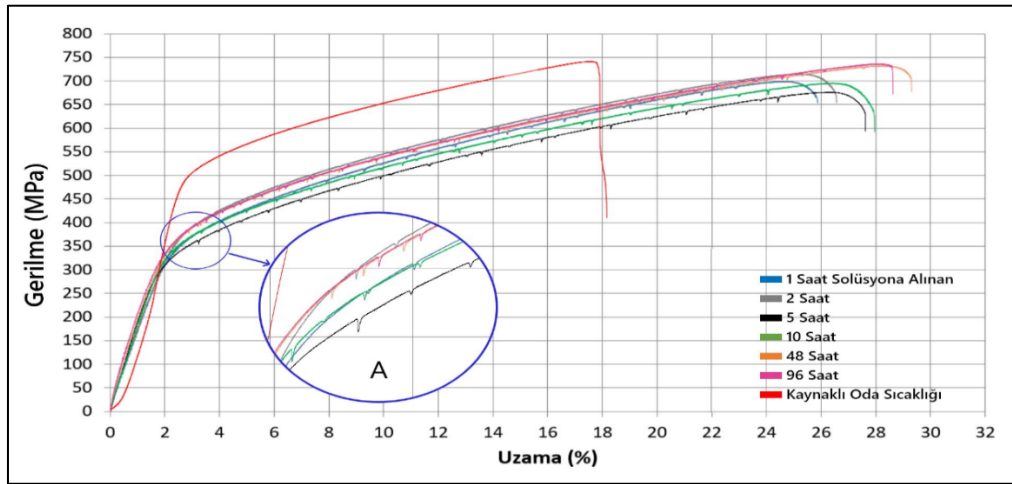
Kaynaklı birleştirilmenin oda sıcaklığındaki çekme test sonucu ile 550 °C sıcaklıkta farklı sürelerde yaşlandırılan numunelerin verileri kıyaslandığında; yaşlandırılan numunelerde akma mukavemetinde yaklaşık %30 azalma, çekme dayanımında da yaklaşık %5 azalma meydana gelirken ancak süneklikte yaklaşık %75 civarında ciddi bir artış olduğu görülmektedir. Yaşlandırma süreleri göz önünde bulundurularak bir değerlendirme yapıldığında 2 saatlik soğuma yaşanması sonrasında sünekliğin diğer yaşlandırma zamanlarına kıyasla bir miktar azaldığı göze çarpmaktadır. Solüsyona alma ısıl işlemi ve 5, 10, 48 ve 96 saat yaşlandırma sonrasında sünekliğin birbirlerine çok yakın ve %26 civarında bulunmuştur.

Şekillendirilebilirlik ile mukavemet birlikte değerlendirildiğinde en yüksek maksimum çekme dayanımı ve uzama miktarlarının 48 ve 96 saatlik yaşlandırma sonrasında elde edildiği tespit edilmiştir. Çekme testi sonrası yapılan kırık yüzey SEM incelemelerindeki çökeltilerin sayısı dikkate alındığında yaşlandırmanın etkisinin 96 saat yaşlandırılan numunede daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Birbirine yakın olan bu sonuçlar yaşlandırma zamanının yeterli gelmediğine ve daha uzun yaşlandırma süresine ihtiyaç duyulduğuna işaret etmektedir.

Birleştirilmenin 48 ve 96 saatlik soğuma yaşlandırması sonrası elde edilen sonuçlarıyla üretici kataloğunda verilen Haynes 188 süper alaşımın çekme test verileri karşılaştırıldığında; yaşlandırılmış kaynaklı bağlantı, ana malzemenin dayanımının %72'sini, uzama miktarının ise %52'sini karşıladığı görülmektedir [42]. Haynes 188'in üretici kataloğunda sunulan ilave metal kullanılarak birleştirilen Haynes 188-Haynes 188 çiftinin uzama miktarı %31 olarak rapor edilmiştir [42]. İlave metal kullanılmadan, diğer bir ifadeyle otojen olarak birleştirilen Haynes 188 süper alaşım çiftinin solüsyona alma ısıl işlemi sonrası artan uzama miktarı dikkate alındığında yaşlandırma işlemiyle kaynaklı bağlantının şekillendirilebilirliğinin

azalmadığı anlaşılmaktadır. Bu durum yaşlandırma işlemiyle yeterince çökeltilerin oluşmadığı dolayısıyla dislokasyon hareketine engel olamadığını akla getirmektedir.

Şekil 5.30'da paylaşılan kaynaklı bağlantının oda sıcaklığı gerilme uzama grafiğinde herhangi bir DSA belirtisi kararsız akma görülmezken, solüsyona alma ısıl işlemi ve yaşlandırma işlemi sonrasında numunelerde DSA belirtisi olan kararsız akış davranışı görülmektedir. Şekil 5.30'da deney sürecinde her bir parametre için iki numune sonucunun ortalamasının grafiği çizildiği için DSA konusunda yorum yapmanın sağlıklı olmayacağı düşünülmektedir. Bu sebeple Şekil 5.31'de her bir parametre için bir numunenin gerilme-uzama grafiği çizilerek DSA belirtisi olan kararsız akmanın meydana geldiği gerilim oranları ve kararsız akma tipleri bu gerilim-uzama grafikleri üzerinden yapılmıştır.



Şekil 5.31. Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çiftinin yaşlandırma ısıl işlemi sonrası her parametre için bir numunenin gerilme-uzama grafiği.

Gerilme uzama grafiğinde hem solüsyona alınan hem de solüsyona alma sonrası farklı sürelerde 550 °C sıcaklıkta yaşlandırılan numunelerin tamamında yaklaşık akma noktasından sonra başlayan A tipi kararsız akışın meydana geldiği görülmektedir [124–132]. Kararsız akış davranışının neredeyse eşit gerilim oranları sonrasında tekrar oluştuğu ve gerilmenin maksimum değere ulaştığı noktaya kadar devam ettiği görülmektedir.

Daha önceki bölümlerde ifade edildiği gibi A tipi kararsız akış, düşük sıcaklıklarda yüksek gerilme oranlarında görülür. Kararsız akış tipleri, gerilme düşmeden önce gerilmedeki önemli artışla birlikte dalgalanmalar büyük düzenli aralıklarla gözlemlenir. Bunun arayer atomların (C, B ve N) bir sonucu olduğu bildirilmektedir. Gerilmedeki artışın yeni dislokasyon üretme ihtiyacından kaynaklandığı bilinmektedir [91]. Ancak bu çalışmada gerilme düşüşü öncesinde bir gerilme artışı solüsyona alınan ve yaşlandırılan numuneler için tespit edilmemiştir.

DSA'ya mikro ikizlenme, kimyasal bileşim, gerinim oranı, sıcaklık, tane büyüklüğü ve yapısı, numune ölçüleri ve tasarımı, ısıl işlem, meydana gelen çökeltiler gibi faktörler etki ettiğini rapor eden çalışmalar mevcuttur [40,132,133]. Kaynaklı bağlantının oda sıcaklığında test edilen numunelerde görülmeyen kararsız akışın solüsyona alınan ve yaşlandırılan numunelerde tespit edilmesi dinamik gerinim yaşlanmasının sebebinin ısıl işlem, kristal kafes yapısındaki düzensizlikler ve kimyasal bileşimdeki arayer atomları ve oluşan çökeltilerle alakalı olduğu düşündürmektedir.

Literatürde karşılaşılan çalışmalarda çeşitli sıcaklıklarda 1 saatlik yaşlandırma işlemi sonrası kararsız akış davranışının meydana gelebileceği ve oluşan bu kararsız akışın esas olarak çözünen atom dislokasyon etkileşimlerinden ziyade, çökeltilerin kesilmesinden kaynaklanabileceği ifade edilmektedir [133]. Thevenet ve arkadaşları [134], Guinier-Preston (GP) bölgelerinin kararsız akış davranışı üzerindeki etkilerini incelemiştir. GP bölgelerinin, kritik gerinimin daha yüksek bir değere gecikmesine katkıda bulunan alaşım atomlarını ve boşlukları hapsedebileceğini bulmuşlardır. Yaşlanma süresi arttıkça, GP bölgelerinin sayısı ve boyutu artar. Alaşım atomlarının dislokasyonlara doğru difüzyonunu önleyebilecek ve daha yüksek bir kritik gerilmeye yol açabilecek daha fazla sıkışmış boşluk oluşur. Kararsız akışın, ancak önemli miktarda gerilme sırasında çok sayıda boşluk oluşuktan sonra tekrar etkili hale gelebileceği ifade edilmiştir. Bazı süper alaşımlar üzerinde yapılan çalışmalarda çökeltilerin ve bazı alaşım elementlerinin kararsız akış davranışı üzerinde doğrudan etkisi bulunmuştur [135]. Yapılan çalışmalarda farklı yaşlandırma sıcaklıkları ve süreleri ile çökelmenin hem kararsız akmanın başlamasında hem de alaşımdaki akma sınırında önemli bir role sahip olduğu sonucuna varılmıştır. Çökeltiler, zig-zag

şekilde oluşan kararsız akmanın başlangıç gerilmesi, kararsız akma tipi ve gerilme düşüşlerinin büyüklüğü gibi PLC etkisinin tüm özellikleri üzerinde bir etkiye sahip olduğu rapor edilmektedir [133,135].

Yapılan çalışmaların birçoğunda çözeltiye alınmış ya da çözeltiye alındıktan sonra yaşlandırılmış numunelerin mikroyapı ve mekanik özellik incelenmesinde düşük sıcaklıklarda kararsız akmadan sorumlu mekanizmanın karbon gibi arayer atomlarının difüzyonundan kaynaklandığı ile ilgili görüşler mevcutken, daha yüksek sıcaklıklar için DSA'nın oluşumunda hangi elementin sorumlu olduğu konusunda görüş ayrılığı vardır [135].

Thevenet, D. vd. tarafından [134] DSA ile ilgili yürütülen bir çalışmada; A tipi kararsız akışın numune yüzey pürüzlülüğüne etkisi incelenmiştir. Bu amaçla iki çekme numunesi hazırlandıktan sonra bir çekme test numunesine parlatılma işlemi yapılmıştır. Parlatılan ve parlatılma uygulanmayan numunelerin çekme test sonuçları her iki numunenin de gerilme-uzama grafiğinin, akma ve çekme değerlerinin aynı olduğu bulunmuştur. Ancak parlatılmayan numunede parazit olarak ifade edilen A tipi kararsız akışın oluştuğu, parlatılma yapılan numunede ise A tipi kararsız akışın kaybolduğu ifade edilmektedir. Solüsyona alma ve yaşlandırma ısıl işlemi sonrası hazırlanan çekme test numunelerinin yüzey pürüzlülükleri oldukça iyi olmasına rağmen deney numunelerine parlatılma yapılmadığı için oluşan kararsız akışın yukarıda bahsedilen parazit tipi kararsız akış olabileceği ihtimali bulunmaktadır.

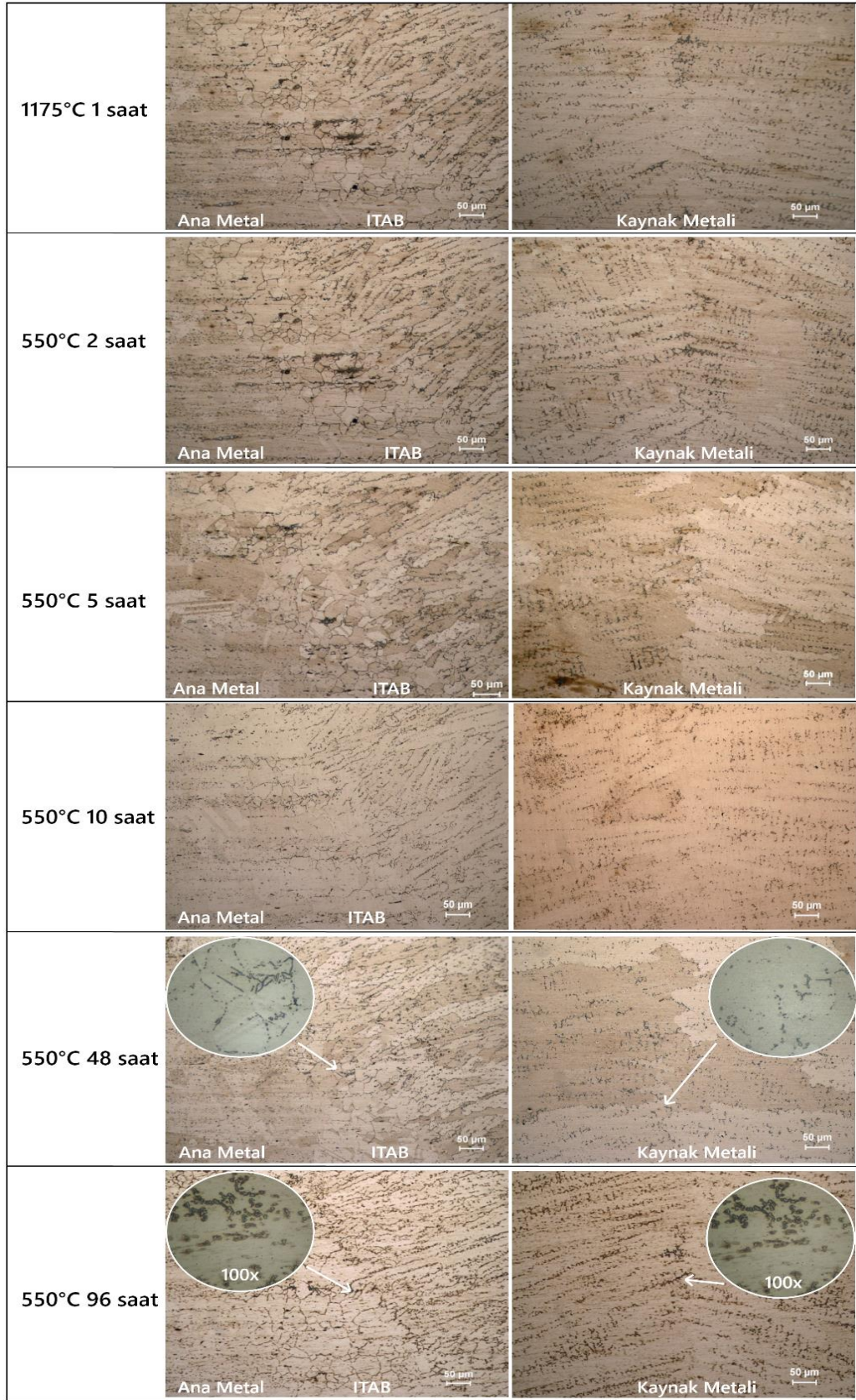
Özellikle YMK kafes yapılı malzemelerde, bazı süper alaşımlarda ve bu çalışmada kullanılan Haynes 188 süper alaşımda malzeme yapısal kusurlarından iki boyutlu hatalardan istifleme hatasının görülebileceği bilinmektedir [136–152]. Yapılan bir diğer çalışmada DSA oluşma sebeplerinden birisi olarak istifleme hatası belirtilmektedir [153]. Ayrıca istifleme hatasının gerilme-uzama grafiğinde farklı türlerde kararsız akışa neden olduğu yapılan çalışmalarda rapor edilmektedir [154]. Bu çalışmada görülen A tipi kararsız akışın istifleme hatası nedeniyle de oluşabileceğini düşündürmektedir.

### 5.6.2. Solüsyona Alma ve Yaşlandırma Isıl İşlemi Sonrası Mikroyapı İncelemeleri

Solüsyona alma ve yaşlandırma işleminin kaynaklı bağlantıların yapısı üzerinde etkisini görmek için mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.32’de solüsyona alma ve farklı sürelerde yaşlandırma ısıl işlemi sonrası mikroyapı görüntüleri sırasıyla paylaşılmıştır ve Haynes 188 süper alaşımının ana metali östenit tanelerinden oluştuğu görülmektedir. Solüsyona alma ve yaşlandırma süresine bağlı olarak yapıda belirgin bir değişim tespit edilememiştir.

Kaynak metalinin kolonsal tanelerindeki dentritik yapının korunduğu görülmektedir. Solüsyona alma, 2 saat ve 5 saat yaşlandırılan numunelerin mikroyapı görüntülerindeki kaynak metali ve ITAB’da oluşan yapının birbirine benzer olduğu tespit edilmiştir. Solüsyona alınan ve iki farklı sürede yaşlandırılan numunelerin ITAB bölgeleri genişlikleri ölçülmüştür. İki saat yaşlandırılan numunenin ortalama ITAB genişliğinin 150  $\mu\text{m}$ , beş saat yaşlandırılan numunenin ITAB genişliğinin ise ortalama 110  $\mu\text{m}$  ölçülmüştür. ITAB genişliğindeki değişim deney numunesinin birleştirme üzerinden alındığı yer ile ilgili olabilir. Kaynak metali ve ITAB’ın yapısı ve tane büyüklükleri itibariyle her üç numune için belirgin bir fark olmadığı tespit edilmiştir.

10, 48 ve 96 saat yaşlandırılan numunelerin kaynak metali bölgelerinde belirgin bir fark görülmemekle birlikte ITAB genişliklerinde ve mikroyapılarında farklar olduğu görülmektedir. 10 saat yaşlandırılan numunenin ITAB genişliği 120  $\mu\text{m}$ , 48 saat yaşlandırılan numunede 50-70  $\mu\text{m}$ , 96 saat yaşlandırılan numunede 150  $\mu\text{m}$  olduğu görülmektedir. Daha önce ifade edildiği gibi ITAB genişliğindeki değişim deney numunesinin birleştirme üzerinden alındığı yer ile ilgili olduğu düşünülmektedir.

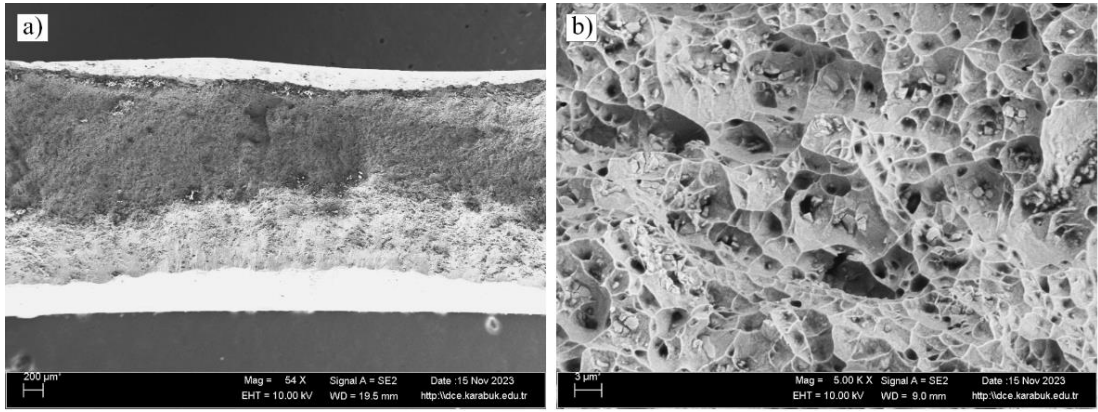


Şekil 5.32. Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çiftinin solüsyona alınan ve 2, 5, 10, 48, 96 saat yaşlandırma ısıl işlemleri sonrası mikroyapı incelemeleri.



48 saat yaşlandırılan numunenin ITAB tane sınırlarında ve tane içlerinde çökelti veya yeniden oluşmaya başlayan alt tanecikler olarak değerlendirilen yapıların meydana geldiği görülmektedir. Benzer şekilde 96 saat yaşlandırılan numunenin kaynak metali ve ITAB'da da benzer oluşumların boyutlarının ve sayılarının arttığı gözle çarpılmaktadır.

Solüsyona alma ısıl işlemi uygulanan numunenin çekme testi sonrası kırık yüzey incelemesi yapılmış ve SEM görüntüsü Şekil 5.33'te paylaşılmıştır.

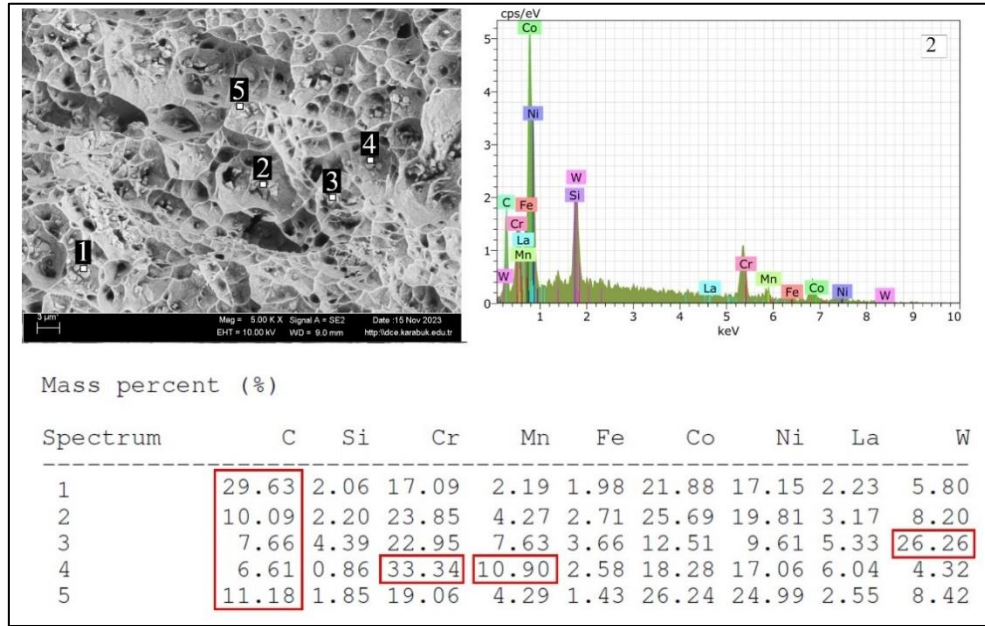


Şekil 5.33. Solüsyona alma ısıl işlemi uygulanmış numunenin çekme testi kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 54x b) 5000x.

Solüsyona alma ısıl işlemi sonrası çekme testinde kaynak metalinden kopan numunenin kırık yüzey görüntüsünde belirgin kesit daralması ve yüzeydeki peteğimsi görünüm sünek bir kırılma davranışıyla ağırlıklı olarak intergranular gerçekleştiğine işaret etmektedir. Bazı çukurcuk içlerinde farklı şekil ve boyutlarda çökelti görülür. Şekil 5.15'te gösterilen kaynaklı bağlantının çekme testi sonrası kırık yüzey incelemesi ile solüsyona alma ısıl işlemi uygulanan numunenin kırık yüzeyi görüntüsü karşılaştırıldığında solüsyona alınan numunede peteğimsi yapının, oluşan çukurcukların ve çukurcukların derinliğinin arttığı görülmektedir. Bu sonuçlar solüsyona alma ısıl işlemi sonrası iyileşen şekillendirilebilirliği desteklemektedir. Çukurcuklar içinde oldukça fazla çökelti varlığı ve kaynaklı bağlantının oda sıcaklığı ile karşılaştırıldığında çökelti miktarının azalmaması solüsyona alma ısıl işleminin sıcaklık ya da zamanının yeterli olmadığını düşündürmektedir. Daha önce ifade edildiği gibi Berthod ve ark. [39] birincil  $M_7C_3$

ve  $M_{23}C_6$  ötektik karbürlerin kobalt esaslı süper alaşımlarda 1300 °C sıcaklıkta çözüldüğünü iddia etmektedir.

Kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 5.34'te gösterilmiştir.



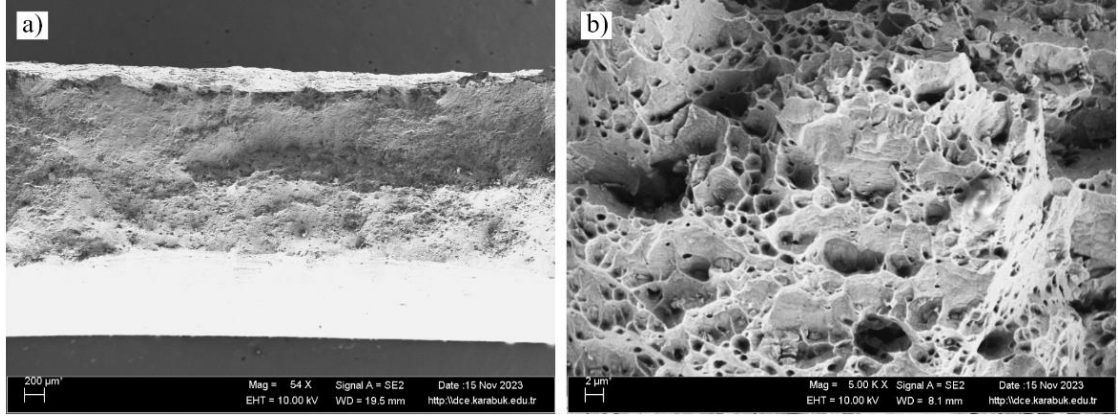
Şekil 5.34. Solüsyona alma ısıl işlemi uygulanmış çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

Çökeltiler üzerinden alınan noktasal EDS analiz sonuçları bazı ölçüm noktalarında karbon, krom, tungsten ve mangan elementlerin yüksek olması dikkat çekmektedir. Kırılma başlangıcını oluşturabilecek bu yapıların  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $CoC_x$ ,  $Co_7W_6$  gibi çökeltilerin olabileceği önceki bölümlerde işaret edilmiştir.

Şekil 5.35'te solüsyona alma ve müteakibinde 48 saat yaşlandırma ısıl işlemi uygulanan numunenin çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü paylaşılmıştır.

Solüsyona alınan ve 550 °C sıcaklıkta 48 saat yaşlandırılan numunenin kırık yüzey SEM incelemesinde belirgin kesit daralması, bal peteği görünümlü yapı sünek intergranular kırılmaya işaret etmektedir.

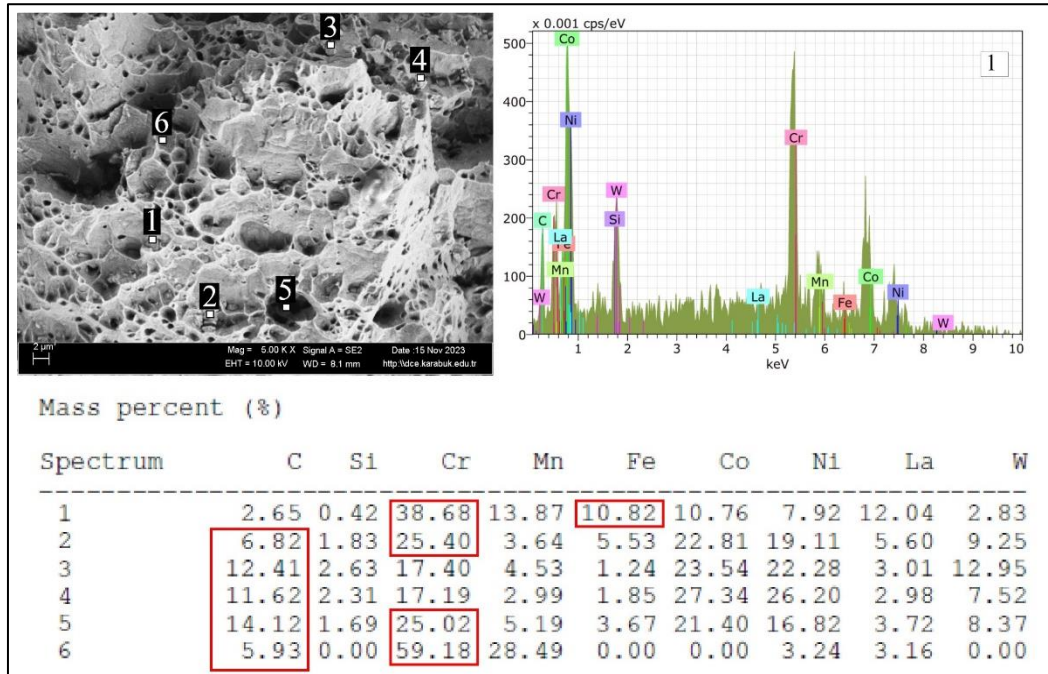




Şekil 5.35. Solüsyona alma ısıl işlemi sonrası 48 saat yaşlandırılmış numunenin çekme testi kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 54x b) 5000x.

Bölgesel klivaj ayrılmalar transgranular kırılma ile oluşmuştur. Genel olarak yarı sünek-yarı gevrek kırılma modu ile oluştuğu düşünülmektedir. Çukurcuklar içinde oluşan çökelti sayısının ve çökelti büyüklüklerinin de azaldığı dikkat çekmektedir.

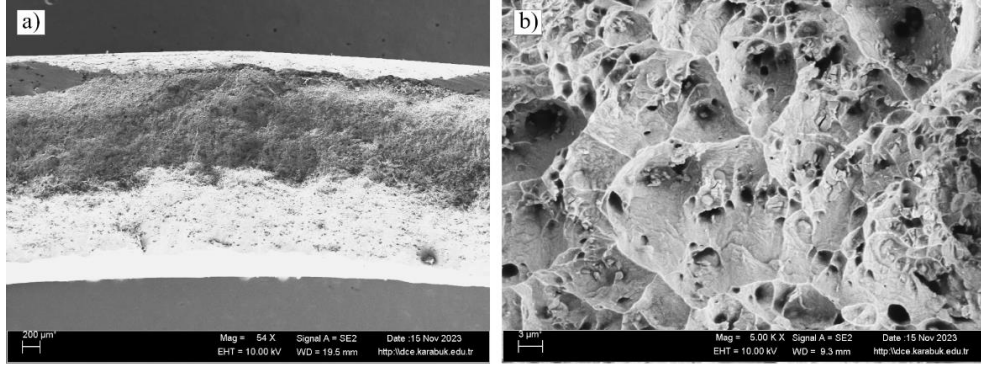
Kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 5.36'da gösterilmiştir.



Şekil 5.36. Solüsyona alma ısıl işlemi sonrası 48 saat yaşlandırılmış çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

Şekil 5.36'da verilen EDS analizinde karbon ve krom oranının yüksekliği dikkat çekmektedir. XRD analizinde de tespit edilen  $M_{23}C_6$  türü çökeltilerin kromun yüksek olduğu noktalarda  $Cr_{23}C_6$  olarak çökelti oluştuğunu işaret etmektedir. EDS analizinde kobalt ve tungsten miktarının da düştüğü görülmektedir.

Şekil 5.37'da ise solüsyona alma ısıl işlemi sonrası 96 saat yaşlandırma ısıl işlemi uygulanan numunenin çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü paylaşılmıştır.

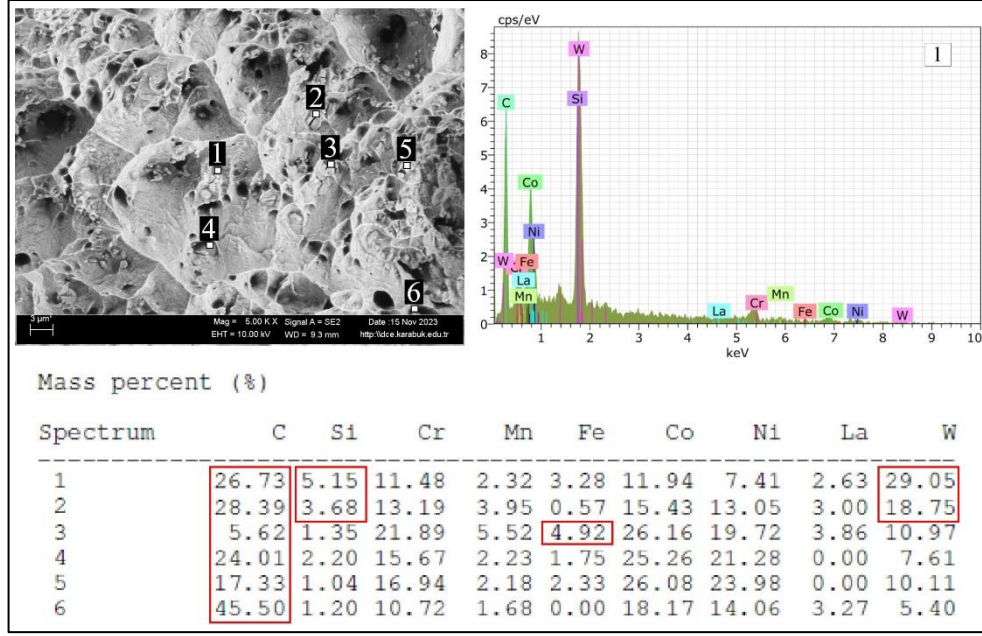


Şekil 5.37. Solüsyona alma ısıl işlemi sonrası 96 saat yaşlandırılmış numunenin çekme testi kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 54x b) 5000x.

Şekil 5.37'de paylaşılan SEM görüntülerinde 96 saat yaşlandırılan numunenin kırık yüzeyinde yarı sünek-yarı gevrek kırılmanın belirtisi olan peteğimsi ve klivaj düzlemlerin olduğu görülmektedir. 48 saat yaşlandırılan numuneye mukayese edildiğinde çukurcukların sayısının azaldığı ancak boyutlarının büyüdüğü dikkati çekmektedir. Çökeltilerin sayısının da artan yaşlandırma süresi ile arttığı ve yeni çökeltilerin olduğu görülmektedir.

Kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden alınan EDS analiz alınmış sonuçlar Şekil 5.38'de gösterilmiştir.

EDS analiz sonuçlarında karbon ve tungsten miktarının yüksekliği dikkat çekmektedir. Kobalt ve krom miktarlarının düşüklüğü çökeltilerin  $CoC_x$  türünde olabileceği değerlendirilmektedir.



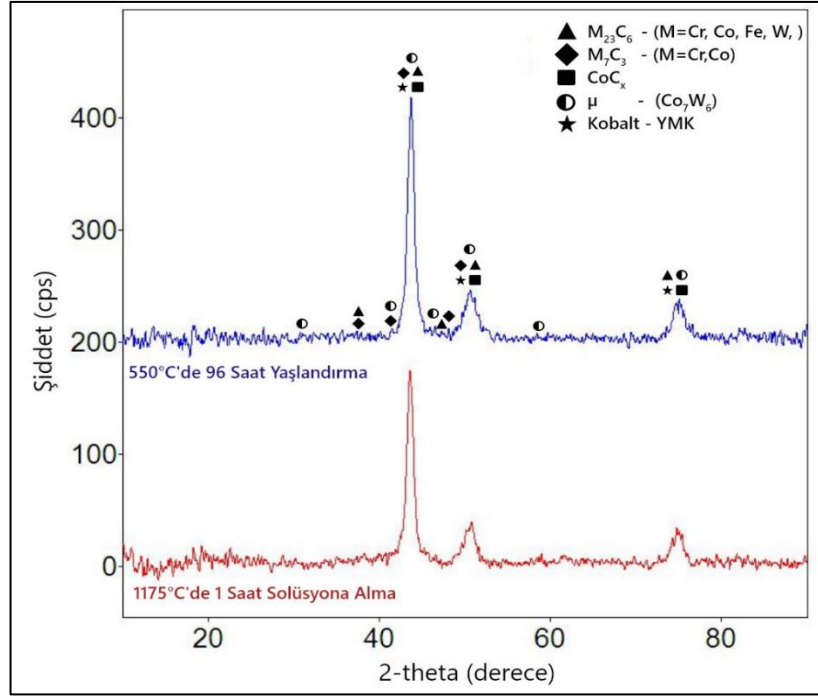
Şekil 5.38. Solüsyona alma ısıl işlem sonrası 96 saat yaşlandırılmış çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

### 5.6.3. Solüsyona Alma ve Yaşlandırma İşlemi Sonrası XRD İncelemeleri

Solüsyona alma ve yaşlandırma ısıl işlemi sonrası birleştirmenin kaynak metali bölgesinde oluşabilecek çökeltilerin incelenmesi için solüsyona alınmış ve 96 saat yaşlandırılmış numuneler üzerinde XRD incelemeleri yapılmıştır. Yapılan inceleme sonrasında oluşturulan XRD paterni ve var olan çökeltiler Şekil 5.39'da gösterilmiştir.

XRD incelemesi sonucu yalnız solüsyona alınan ve solüsyona alma sonrası 96 saat yaşlandırılan numunelerin difraksiyon paterninin birbirine çok benzer olduğu görülmektedir. Şekil 5.27'de paylaşılan kaynaklı bağlantının oda sıcaklığındaki XRD grafiği ile solüsyona alınan numunenin XRD grafiği karşılaştırıldığında yine XRD paternlerinin birbirlerine oldukça benzer olduğu ve solüsyona alma işleminde mevcut çökeltilerin tamamen çözünmediği tespit edilmiştir.

Özellikle solüsyona alınan ve yaşlandırılan XRD paternlerinin birbirine çok benzer olması 96 saat yaşlandırma süresinin ya da yaşlandırma sıcaklığının yeni çökeltilerin oluşmasına yeterli gelmediğini göstermektedir.



Şekil 5.39. Haynes 188-Haynes 188 süper alaşım çiftinin solüsyona alma ve 96 saat yaşlandırma ısıl işlemi sonrası XRD incelemeleri.

Haynes 188 ile kimyasal bileşimi oldukça benzer olan ASTM F90 süper alaşımı ile yapılan çalışmalarda 700 °C'den daha düşük sıcaklıklarda yapılan ısıl işlemlerde çökeltilerin oluşmadığına işaret etmektedir. Ancak otojen kaynaklı Haynes 188 birleştirmesi için Şekil 5.39'te paylaşılan XRD grafiğinde solüsyona alma ısıl işlemi sonrası mevcut çökeltilerin tamamen çözünmediğini ve yaşlandırma sonrasında da bu çökeltilerin varlığını kanıtlamaktadır. Bu sonuç solüsyona alma ısıl işlemi ve 96 saat yaşlandırılan numunelerin gerilme-uzama grafiğinde gözlemlenen A tipi karasız akışın DSA oluşumuyla ilişkili olduğunu göstermektedir.

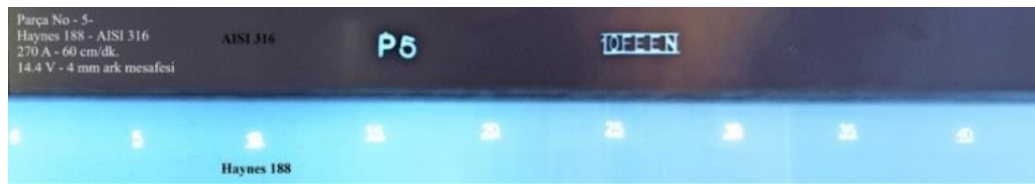
## BÖLÜM 6

### HAYNES188-AISI 316L ÇİFTİNİN FARKLI CİNS KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN DENEYSSEL SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Çalışmanın bu bölümünde Force TIG kaynak makinesiyle otojen olarak birleştirilen Haynes 188-AISI 316L farklı cins metal kaynaklı birleştirmenin tahribatsız muayenesi, mikroyapı incelemesi ve mekanik özelliklerin değerlendirilmesi paylaşılmıştır.

#### 6.1. HAYNES 188-AISI 316L ÇİFTİ KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN TAHRİBATSIZ MUAYENESİ

Çalışmada alın-alına otojen olarak Force TIG kaynak makinesiyle birleştirilen Haynes 188-AISI 316L farklı cins metal kaynaklı birleştirmesinin kaynak hatası ihtiva edip etmediği radyografik muayene yöntemiyle belirlenmiştir. Radyografi filmleri Şekil 6.1’te gösterilmiştir.



Şekil 6.1. Kaynaklı Haynes 188-AISI 316L çiftinin X-Ray radyografik muayene görüntüsü.

Radyografik inceleme sonucu farklı cins metal birleştirmesinde eksen kaçıklığı nedeniyle bazı bölgelerinde nüfuziyet eksikliği hatası görülsede kaynak kusurları açısından kabul edilebilir aralıktadır. Bağlantının süreksizlik ve hata içermeyen bölgelerinden deney numuneleri çıkarmak için yeterince alan mevcuttur.



## 6.2. HAYNES 188-AISI 316L FARKLI CİNS KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN METALOGRAFİK İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Force TIG kaynak makinesi ile otojen olarak kaynatılan Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleşirmesinden hazırlanan kaynak profili makro görüntüsü Şekil 6.2’te paylaşılmıştır.

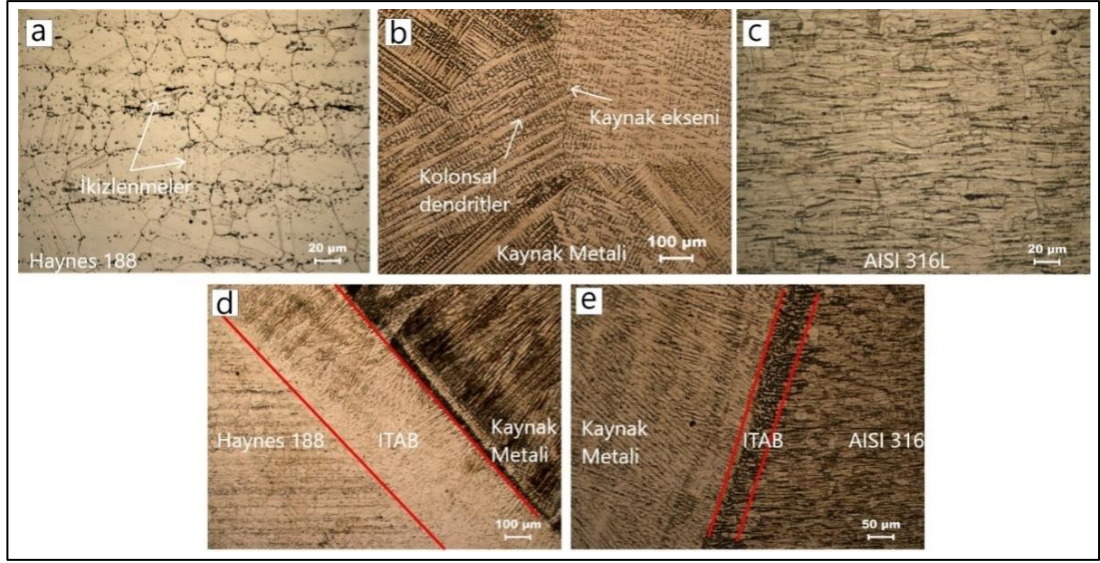


Şekil 6.2. Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleşirme makroyapı profili görüntüsü.

Makroyapı görüntüsü birleşirmelerin yanma oluğu, gözenek, yetersiz kök nüfuziyeti ve katılma çatlakları gibi kaynak hatalarının kabul edilebilir aralıkta başarıyla birleştirildiğini göstermektedir.

Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleşirmenin mikroyapı incelemesi yapılarak ana metal, ITAB ve kaynak metalini kapsayan optik mikroskop görüntülerinden oluşan kaynaklı bağlantı mikroyapı profili Şekil 6.3a-e’de paylaşılmıştır.

Farklı cins birleşirmesinin ısı iletim katsayısı ile ilişkili olarak bağlantının Haynes 188 süper alaşım tarafının ITAB’ı AISI 316L ITAB’ına göre daha geniş olduğu görülmektedir. AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin ısı iletim katsayısı  $16,3 \text{ W/m}^\circ\text{C}$  , Haynes 188 süper alaşımın ısı iletim katsayısı  $10,4 \text{ W/m}^\circ\text{C}$  olarak belirtilmektedir [42,119].

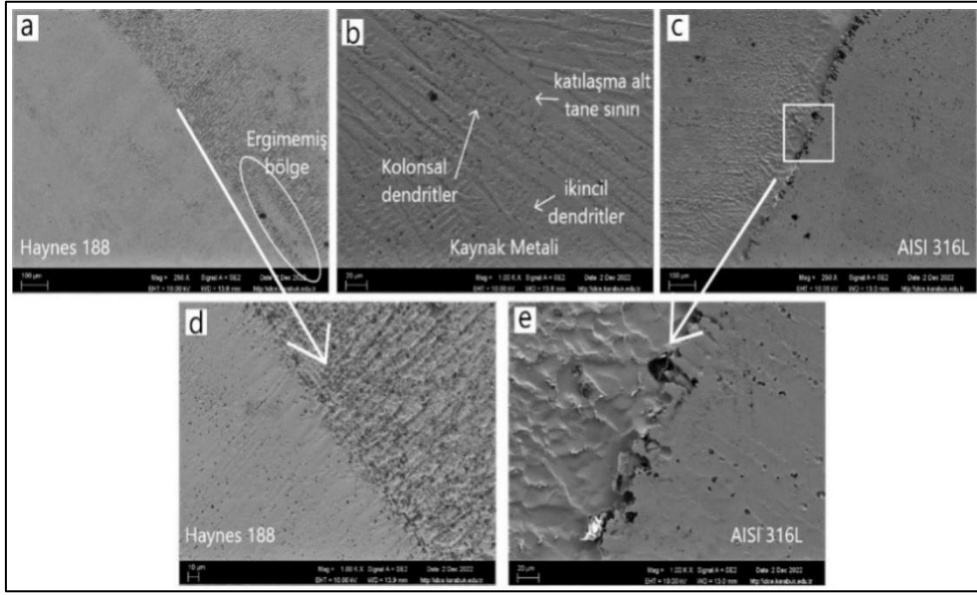


Şekil 6.3. Haynes188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirme mikroyapı görüntüleri, a) Haynes 188 ana metal b) Kaynak metalini c) AISI 316L ana metal d) Haynes 188 ergime sınırı e) AISI 316L ergime sınırı.

Bu sonuç kaynak işlemi sırasında kaynak banyosundaki ısının ısı iletim katsayısı düşük olan Haynes 188 tarafında yoğunlaşarak daha geniş bir ısıdan etkilenmiş bölgenin Haynes 188 tarafında oluştuğunu desteklemektedir. Şekil 6.3'te gösterilen kaynak metalinde, tipik kolonsal dendritik taneler, kaynak dikişinin her iki tarafındaki ergime hattından kaynak merkezine doğru paralel olarak büyüyen yapılaşma göze çarpmaktadır. Kaynak metalinin mikroyapısı katılaşma sonunda tamamen östenitten oluşmuş ve oda sıcaklığına soğutma işlemi sırasında östenitik kalmıştır. Katılaşma ile ilişkili dendritik ve hücreli yapı, katılaşma sırasında alaşım ve safsızlık elementlerinin ayrılması ve bunların yüksek sıcaklıkta nispeten düşük difüzyonu nedeniyle birincil östenitik katılaşmış mikroyapılarda görülür [121].

Farklı cins kaynaklı birleştirmenin mikroyapı değerlendirilmesinin daha iyi yapılabilmesi için SEM incelemesi yapılmış elde edilen görüntüler Şekil 6.4'te gösterilmiştir.

Şekil 6.4'deki SEM incelemelerinde kaynak metalinde otojen kaynaklı birleştirme sürecinde ilave metal kullanılmadığından dolayı yeterince homojen karışma gerçekleşmemesi sonucunda kimyasal bileşim elementlerinde seyrilmeye neden olduğu daha önceki bölümlerde belirtilmişti.

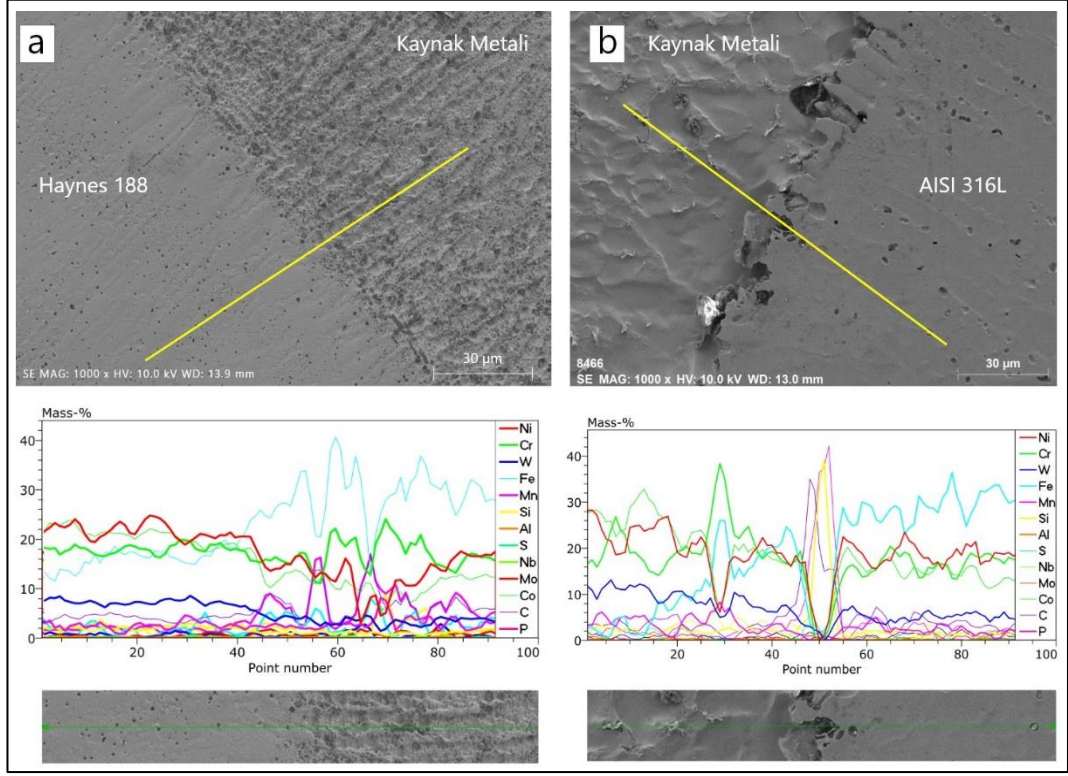


Şekil 6.4. Haynes 188-AISI 316L farklı cins metal kaynaklı birleştirme SEM görüntüleri, a) Haynes 188 ergime sınırı 250x b) Kaynak metalini c) AISI 316L ergime sınırı 250x d) Haynes 188 ergime sınırı 1000x e) AISI 316L ergime sınırı 1000x.

Şekil 6.4a'daki mikroyapı görüntüsü farklı cins kaynaklı birleştirmelerde malzemelerin ergime katılma sıcaklıkları arasındaki farklılıklarından dolayı yeterli ergime ve karışım oluşmamasına bağlı olarak kaynak metalinin katılmasının homojen olmadığı düşünülmektedir. Kaynak metalinin erime aralığı ana metalinkine benzer veya ondan daha yüksek olduğunda, ana metalinin yalnızca küçük bir kısmı tamamen erir ve kaynak metalini seyrelmeden yeniden katıldığı rapor edilen çalışmalar mevcuttur [155,156]. Özellikle AISI 316L östenitik paslanmaz çelik kaynak metalini ergime bandı sınırı keskin bir geçişle katılmış ve geçiş bölgesi belirgin olarak gözlenmektedir (Şekil 6.4c). Ergime bandındaki kaynak metalini ile ITAB kaba taneli bölge arasındaki yüzeydeki seviye farkı; çalışmada kademeli dağlama sürecinde asidik çözelti etkileşimi veya elektrolitik dağlama süreciyle ilişkili olabilir. Şekil 6.4b'de kaynak metalini SEM görüntüsü kaynak metalinin östenitik olarak katılırken kolonsal tanelerin kaynak merkezine doğru yönlendiği görülmektedir. Kolonsal taneler dendritik olarak katılmıştır. Tane içlerinde katılmaya bağlı oluşan alt tane sınırları ve ikincil dendritlerde gözlemlenmektedir.



Kaynaklı birleştirme üzerinde kimyasal bileşim elementlerinin dağılımı belirlemek amacıyla çizgisel ve bölgesel EDS analizi gerçekleştirilmiştir. Çizgisel EDS analiz sonucu Şekil 6.5'te gösterilmiştir.



Şekil 6.5. Haynes 188-AISI 316L kaynak geçiş bölgesi EDS analizi a) Haynes 188 tarafı çizgisel EDS analizi, b) AISI 316L tarafı çizgisel EDS analizi.

Şekil 6.5'a ve b'den görüldüğü gibi; çizgisel EDS analiz sonucunda bağlantıyı oluşturan her iki ana metalden kaynak metaline geçişte elementsel dağılım farklılıkları göze çarpmaktadır. EDS analiz sonuçlarından elde edilen elementsel dağılım oranları sırasıyla Haynes 188 ana metal, Haynes 188 ITAB'ı, Haynes 188 tarafı kaynak metali, AISI 316L tarafı kaynak metali, AISI 316L ITAB'ı, AISI 316L ana metali temsil edecek şekilde Çizelge 6.1 de verilmiştir.

Çizelge 6.1'deki analiz sonuçları incelendiğinde; Haynes 188 ana metal elementel kompozisyonu, Haynes 188'in ITAB'ı ve kaynak metali tarafıyla karşılaştırıldığında ana metalden kaynak metaline doğru geçişte Fe miktarında bir artış ve W, Ni, Mn, Cr ve Co miktarında bir miktar azalma olduğu görülmektedir.

Çizelge 6.1. Haynes 188-AISI 316L birleştirmesinin çeşitli bölgelerinden alınan analiz sonuçları.

Elementler	Ana Malzeme <sub>HS188</sub>	ITAB <sub>HS188</sub>	Kaynak Metali <sub>HS188</sub>	Kaynak Metali <sub>AISI 316L</sub>	ITAB <sub>AISI 316L</sub>	Ana Malzeme <sub>AISI 316L</sub>
Cr	20,77	16,87	17,24	24,10	17,29	17,21
Fe	2,03	13,57	28,69	9,02	31,15	35,77
Ni	28,18	23,55	16,91	17,93	21,48	21,21
Mo	0,41	0,48	1,25	0,61	1,60	0,99
Mn	3,21	2,40	2,36	3,38	2,78	1,59
Co	29,68	23,65	13,54	22,98	14,87	15,37
W	11,78	8,09	3,44	11,18	0,06	0

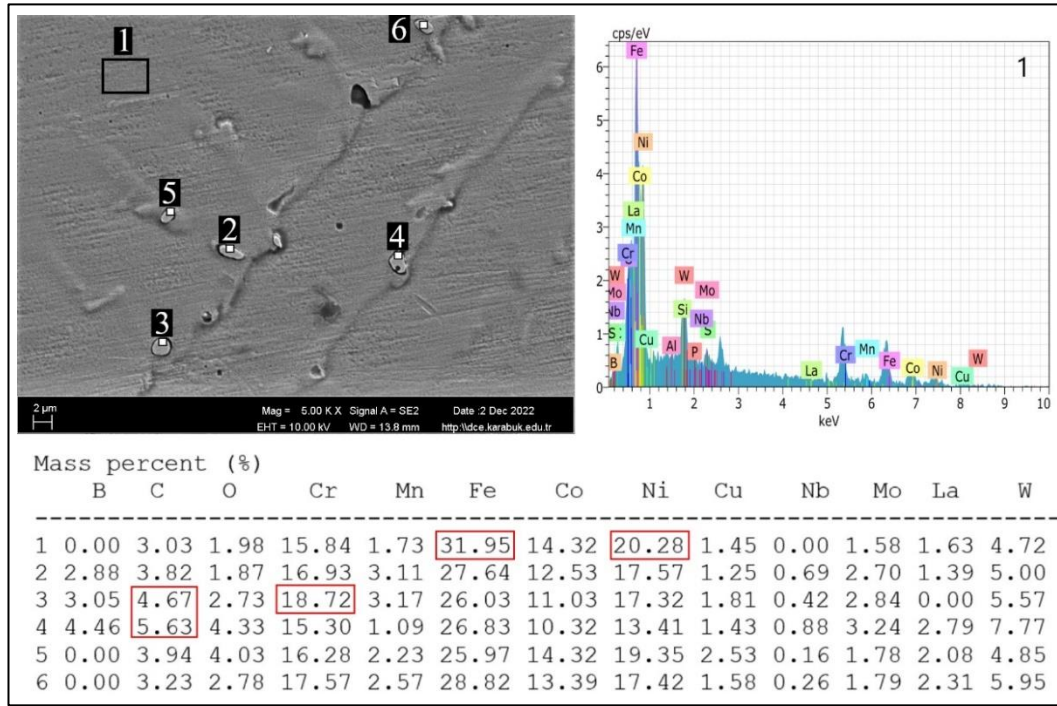
ITAB ve Haynes 188'in kaynak metali tarafındaki elementel değişiklik temelde kaynak sıvı havuzun tabanında meydana gelen daha hızlı ve daha kapsamlı konveksiyon akışına atfedilir. Bu akışın sonucunda da ince bir laminar tabaka ve kaynak metali ile ana metalin daha iyi karışması ile sonuçlanır [157].

Bu çalışmada ilave metal kullanılmadığı için kaynaklı birleştirmenin Haynes 188 alaşım tarafı kaynak metalinde birleştirmeyi oluşturan AISI 316L malzeme ile karışımından dolayı elementel olarak bileşimde bir değişiklik olması beklenen sonuçtur.

AISI 316L paslanmaz ana metal ile AISI 316L ITAB'ının elementsel kompozisyonu karşılaştırıldığında hemen hemen benzer bir elementel dağılım görülmektedir. Kaynak metali AISI 316L tarafının elementel dağılımına göre Fe miktarının düştüğünü ve Haynes 188 tarafı kaynak metalinden daha düşük olduğu görülmektedir. Bu durum kaynak banyosu içerisindeki karışıma bağlı olarak meydana gelen akışla paslanmaz çelik yapısında bol miktarda bulunan demir Haynes 188 süper alaşım muhteviyatındaki elementlerle metalürjik reaksiyona girmesiyle ilişkili olabilir. Tersinir olarak da kaynak metalinin paslanmaz tarafında da benzer şekilde kobalt ve krom miktarında da bir yükseliş görülmektedir. AISI 316L tarafı ITAB ve ana metalinde yüksek miktarda bulunan kobalt cihazın probunun Haynes 188 süper alaşımdan etkilenmesiyle açıklanabilir. AISI 316L tarafı kaynak metalindeki bu değişkenlik ergimiş kaynak metali banyosunun homojen olarak karışmadığına işaret etmektedir [156,157]. Kaynak metalinin erime aralığı ana

metalinkine benzer veya ondan daha yüksek olduğunda, ana metalinin yalnızca küçük bir kısmı tamamen erir ve kaynak metali seyreltmeden yeniden katılaştır [156].

Kaynak metali SEM incelemelerinde dendritler arasında ve kolonsal tane sınırlarında çökeltilerin varlığı gözlenmiştir. Şekil 6.6'da kaynak metali SEM görüntülerinden alınan bu çökeltilerin EDS analiz sonuçları gösterilmiştir.



Şekil 6.6. Haynes 188-AISI 316L birleştirirminin kaynak metalinden alınan EDS analizi.

Şekil 6.6'da çökeltilerin yapısı incelendiğinde çökelti tipinin tane içi ve kolonsal tane sınırlarında çökelmiş küresel formda olduğu görülmektedir. Literatür incelemelerinde küresel ve dörtgenel şekilli çökeltilerin malzemedeki metallerin oluşturduğu karbürler olduğunu rapor edilmiştir [32]. Yapılan çalışmalarda TIG kaynağı ile birleştirilmiş çeşitli süper alaşımların kaynak metali yapısında CrC, TiC, NbC, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> ve M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> kimyasal formlarında görülebilen çökeltiler buldukları yere göre malzeme özelliklerini olumlu ya da olumsuz etkileyebileceğini belirtmişlerdir [158,159]. Oluşan bu çökeltiler dislokasyonların hareketine engel olup malzemenin mukavemetini artırabilmektedirler. Bunun aksine çökeltiler tane sınırlarında oluştuğunda çatlak oluşumuna neden olarak malzeme mukavemetini düşürmekte,

özellikle kırılma tokluğundaki belirgin düşüşe sebep olabilmektedirler [159]. Benzer şekilde Osoba vd. Haynes 282 alaşımının lazer kaynağı sonrası kaynak metalinde tane sınırları boyunca ve kaynak metali yapısında mikronaltı boyutlu MC karbür çökeltileri oluştuğunu rapor etmişlerdir [160]. Analiz sonucu karbon ile farklı cins malzeme çiftinin kaynak metalinde bulunan metal elementleri arasındaki etkileşimle  $M_{23}C_6$  (M=Cr, Co, Fe, W),  $Cr_7C_3$  ve  $Fe_3C$  gibi metal karbürler oluşabileceğine işaret etmektedir.

### **6.3. HAYNES 188-AISI 316L FARKLI CİNS KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ**

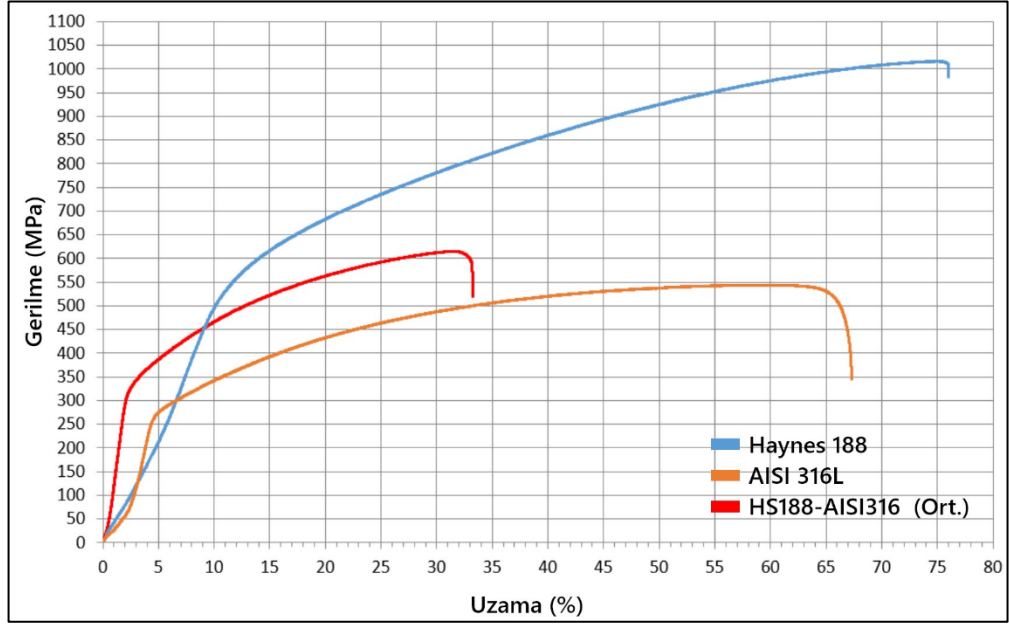
Otojen olarak Force TIG kaynak makinesiyle birleştirilen Haynes 188-AISI 316L farklı cins metal çiftinin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde çekme test ve sertlik ölçümünden yararlanılmıştır. Elde edilen veriler sırasıyla alt bölümde ele alınmıştır.

#### **6.3.1. Haynes 188-AISI 316L Farklı Cins Birleştirmenin Oda Sıcaklığındaki Çekme Test Sonuçları ve Değerlendirilmesi**

Birleştirmenin oda sıcaklığındaki statik çekme yükü etkisi altındaki davranışı çekme testi ile belirlenmiştir. Elde edilen veriler Çizelge 6.2’de verilmiş ve gerilme-gerinim eğrisi grafikleri ise Şekil 6.7’de gösterilmiştir.

Çizelge 6.2. Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmenin çekme test sonuçları.

Numune Adı	Akma dayanımı (MPa)	Çekme dayanımı (MPa)	Uzama (%)
Haynes 188	538	1024	77
AISI 316L	285	586,1	61,5
Haynes 188-AISI 316L	371,5	609,1	27,3
Haynes 188-AISI 316L	357,4	620,4	28,8
<b>Haynes 188-AISI 316L (ort.)</b>	<b>364,5</b>	<b>614,8</b>	<b>28,1</b>



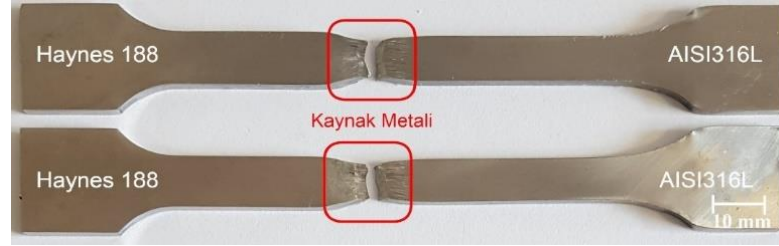
Şekil 6.7. Oda sıcaklığında test edilen ana malzemeler ve kaynaklı bağlantıların gerilme-uzama grafiği.

Çizelge 6.2 ve Şekil 6.7’den görüldüğü gibi, birleştirmenin ortalama akma dayanımı yaklaşık 365 MPa, çekme dayanımı yaklaşık 615 MPa ve uzaması ise %28 olarak tespit edilmiştir. Kaynaklı bağlantı ile Haynes 188 ve AISI 316L ana metallerin temin edildiği haliyle mukavemetleri karşılaştırıldığında, kaynaklı bağlantıların akma ve çekme dayanımı Haynes 188’den düşük olmasına karşın AISI 316L malzemeden daha yüksek olduğu görülmektedir. Kaynaklı bağlantıların arzu edilen dayanımı, mukavemeti düşük olan malzemeden yüksek olması gerektiği göz önüne alındığında test sonuçlarına göre bağlantının dayanımının kabul edilebilir aralıklarda olduğu bulunmuştur. Bu sonuç ilave tel kullanmadan alın altına birleştirilen yüksek sıcaklık uygulamaları için tercih edilen farklı cins Haynes 188-AISI 316L malzeme çiftinin başarılı bir şekilde birleştirilebileceği sonucunu ortaya çıkarmaktadır.

Kaynaklı birleştirmelerin şekillendirilebilirliğinin ana metallere göre oldukça düşük olduğu görülmektedir. Bunun sebebi otojen olarak birleştirilen farklı cins malzemenin kaynak metalindeki veya ITAB’da kaynak termal çevrimiyle ilişkili metalürjik dönüşüme bağlı olarak ortaya çıkan yapı, ikincil faz oluşumları ve tane boyutu değişimi olduğu düşünülmektedir. Sonuç olarak bağlantının şekillendirilebilirliğinin ana metallerin şekillendirilebilirliklerinden düşük bulunması

bu konuda iyileştirme yapılması için yeni çalışmalara ihtiyacı beraberinde getirmektedir.

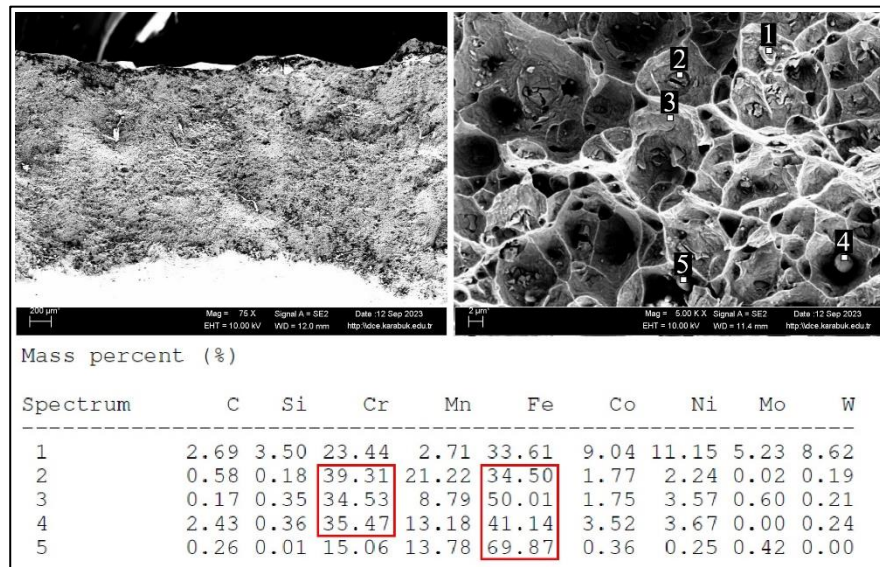
Birleştirmeler kaynak metalinden hasara uğramıştır, numunelerin koptuğu bölgeler Şekil 6.8’de gösterilmiştir.



Şekil 6.8. Haynes 188-AISI 316L birleştirmenin çekme testi sonrası hasarın olduğu kırılma bölgesinin görüntüsü.

Numunenin daha düşük mukavemetli AISI 316L malzeme tarafından daha fazla şekil değişimine uğrayarak uzadığı görülmektedir.

Çekme testi sonucunda kopan birleştirmelerden kırık yüzey SEM incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.9’de kırık yüzey görüntüleri ve EDS analizi sonucu paylaşılmıştır.



Şekil 6.9. Haynes 188-AISI 316L birleştirmenin çekme test numunesinin kırılma yüzeyi ve EDS analizi.

Şekil 6.9'da görüldüğü gibi; kaynaklı numunenin kırılma yüzeyindeki kesitteki daralma, çukurcuklar diğer bir ifadeyle bal peteği görünümündeki yapı ve mat görünüm kaynaklı bağlantının sünek kırılma davranışıyla intergranular olarak kırıldığını göstermektedir. Ayrıca çukurcuklar içinde kırılma başlangıcını oluşturduğu düşünülen çeşitli çökeltilerin varlığı söz konusudur.

Kırık yüzeyden alınan noktasal EDS analizine göre çukurcuklar içerisinde oluşan yapıların kobalt, nikel, molibden ve tungsten miktarındaki azalma ancak bileşimdeki karbon, mangan ve demir miktarındaki belirgin ve az miktar kromdaki artışı kaynak metalindeki karışmayla ilgili seyrelmenin yanı sıra yapıda oluşan çökeltilerin varlığının kanıtı olarak gösterilebilir. Kaynak için daha önce bahsedilen bu çökeltilerin oluşum şekli ve şekilleri, MC fazı,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  fazı ve  $M_7C_3$  karbür veya intermetalik bileşenler olduğu ön görülmektedir [32].

### **6.3.2. Haynes 188-AISI 316L Farklı Cins Metal Birleştirmenin Yüksek Sıcaklıklardaki Çekme Test Sonuçları ve Değerlendirilmesi**

Haynes 188-AISI 316L farklı cins metal kaynaklı birleştirmelerin yüksek sıcaklıklardaki dayanımlarını tespit etmek amacıyla numunelere sıcak çekme testi uygulanmıştır. Haynes 188 ana malzeme ve aynı cins metal kaynaklı birleştirmelerinden farklı olarak farklı cins metal kaynaklı birleştirmelerinde 250 °C ve 850 °C sıcaklıklar için çekme testi uygulanmamıştır. Çekme testinden elde edilen akma, çekme, % uzama, çalışma sertleşmesi üssü (n) ve hesaplanan sertleşme kapasitesi sonuçları Çizelge 6.3'te verilmiştir. Elde edilen gerilme-uzama grafikleri ise Şekil 6.10'da gösterilmiştir.

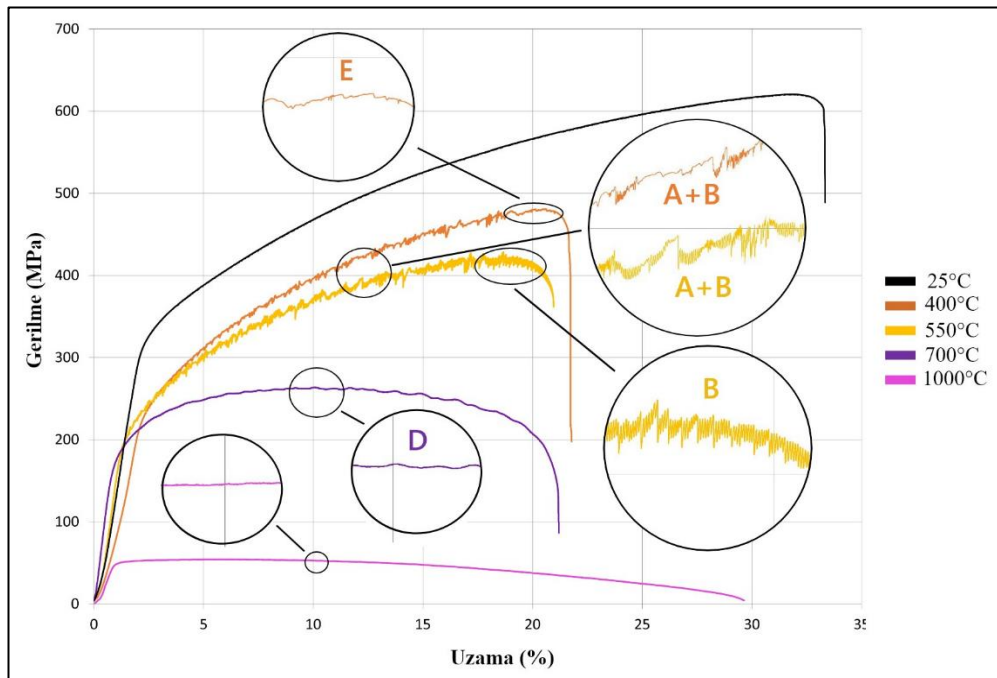
Daha önce de belirtildiği üzere; Haynes 188-AISI 316L farklı cins metal birleştirmelerinin 25 °C, 400 °C, 550 °C, 700 °C ve 1000 °C sıcaklarında çekme testi yapılmıştır. Haynes 188-AISI 316L farklı cins metal kaynaklı bağlantıların yüksek sıcaklıktaki çekme test sonuçları artan sıcaklığa bağlı olarak akma ve çekme dayanımlarının azaldığı görülmektedir. Ancak yüzde uzama miktarlarının farklı sıcaklıklar için değişkenlik gösterdiği bulunmuştur. Dinamik gerinim yaşlanmasına bağlı olarak 550 °C sıcaklığa kadar uzama miktarı düşerken bunun üzerindeki test



sıcaklıkları için tekrar artığı görülmektedir. Çalışmada 400 °C, 550 °C ve 700 °C’de yapılan test sonuçları incelendiğinde gerilme-uzama eğrisinin akma dayanımı ile başlayan plastik deformasyon bölgesinde görülen dinamik gerinim yaşlanmasının göstergesi olan testere dişi formunda kararsız akma görülmektedir. 25 °C ve 1000 °C’de yapılan testlerin gerilme-uzama grafiğinde herhangi bir dinamik gerinim yaşlanma belirtisi gözükmemektedir.

Çizelge 6.3. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin yüksek çalışma sıcaklıklarında ortalama çekme test verileri.

Test sıcaklığı (°C)	0,2 Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Çalışma Sertleşmesi Üssü (n)	Kesit Daralması (%)	Sertleşme Kapasitesi
25 °C	364,5 ± 7,1	614,8 ± 5,6	28,1 ± 0,7	0,400	35,936	0,407
400 °C	247,82 ± 18,7	481,05 ± 25,3	19,72 ± 1,8	0,427	31,177	0,485
550 °C	203,81 ± 5,1	428,75 ± 6,8	18,85 ± 2,4	0,357	39,861	0,525
700 °C	182,30 ± 6,6	265,70 ± 1,9	20,61 ± 0,1	0,120	61,784	0,314
1000 °C	44,35 ± 4,8	50,36 ± 4,1	29,74 ± 0,3	0,0016	77,643	0,119



Şekil 6.10. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin yüksek çalışma sıcaklıklarındaki gerilme-uzama grafiği.



Farklı cins kaynaklı bağlantıların dayanımı birleştirmeyi oluşturan mukavemeti düşük olan metalden yüksek, mukavemeti yüksek olan metalden ise düşük olması istenmektedir. Bu kapsamda Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı bağlantının yüksek sıcaklıktaki akma, çekme dayanımları ve % uzama değerleri mukavemeti düşük olan AISI 316L ana malzemenin dayanımları Çizelge 4.6’da karşılaştırılmıştır. Yapılan incelemede farklı cins kaynaklı bağlantının yüksek sıcaklık mukavemeti AISI 316L ana malzemenin mukavemetine yakın veya daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Ancak bazı sıcaklıklardaki % uzama değerleri AISI 316L ana malzemenin uzamasından 2/3 katından düşük olduğu bulunmuştur.

400 °C sıcaklıkta çekme testi yapılan kaynaklı bağlantının mukavemetinin AISI 316L’nin akma ve çekme dayanımından daha yüksek olduğu, % uzama miktarının ise kaynaklı bağlantılarda kabul edilebilir sınırlar içinde olduğu bulunmuştur. 400 °C’nin gerilme-gerinim eğrisi grafiği incelendiğinde akma noktasından sonra başlayan kararsız akış çekme noktasına kadar devam etmektedir. Eğri üzerinde akma noktasından başlayan ve yaklaşık %18 uzamaya kadar A+B tipi kararsız akış tipinde dinamik gerinim yaşanması olduğu görülmektedir. Bu gerinim miktarından sonra oluşan kararsız akış yüksek gerilmelerde oluşan E tipinde görülmeye başlamıştır. Şekil 6.12’de verilen çekme testi sonrasındaki numune görüntüleri incelendiğinde 25 °C ve 400 °C deki numunelerin kaynak bölgesinden koptuğu görülmektedir.

Çizelge 6.3’te verilen farklı cins kaynaklı bağlantıların 550 °C sıcak çekme test verileri incelendiğinde birleştirmenin akma ve çekme dayanımı AISI 316L ana metalin dayanımına eşit ve yüksek olduğu, % uzama miktarının ise %50 sini karşıladığı görülmektedir. Ayrıca Şekil 6.12’de verilen çekme testi sonrasındaki numune görüntüleri göz önünde bulundurulduğunda kaynak bölgesinin 400 °C’deki numuneye kıyasla daha çok uzadığı görülmektedir. Ayrıca numunenin AISI 316L tarafının farklı cins metal birleştirmesinin Haynes 188 tarafına göre daha çok boyun vererek uzadığı görülmektedir. Farklı cins metal kaynaklı birleştirmede kullanılan malzemeler arasındaki akma dayanımındaki yaklaşık 2 katlık mukavemet farkından dolayı numunenin AISI 316L tarafından boyun vererek daha fazla uzamasının beklenen bir sonuç olduğu bilinmektedir. Gerilme-gerinim eğrisi grafiğinde akma noktası sonrasında başlayan kararsız akışın kopma noktasına kadar devam ettiği

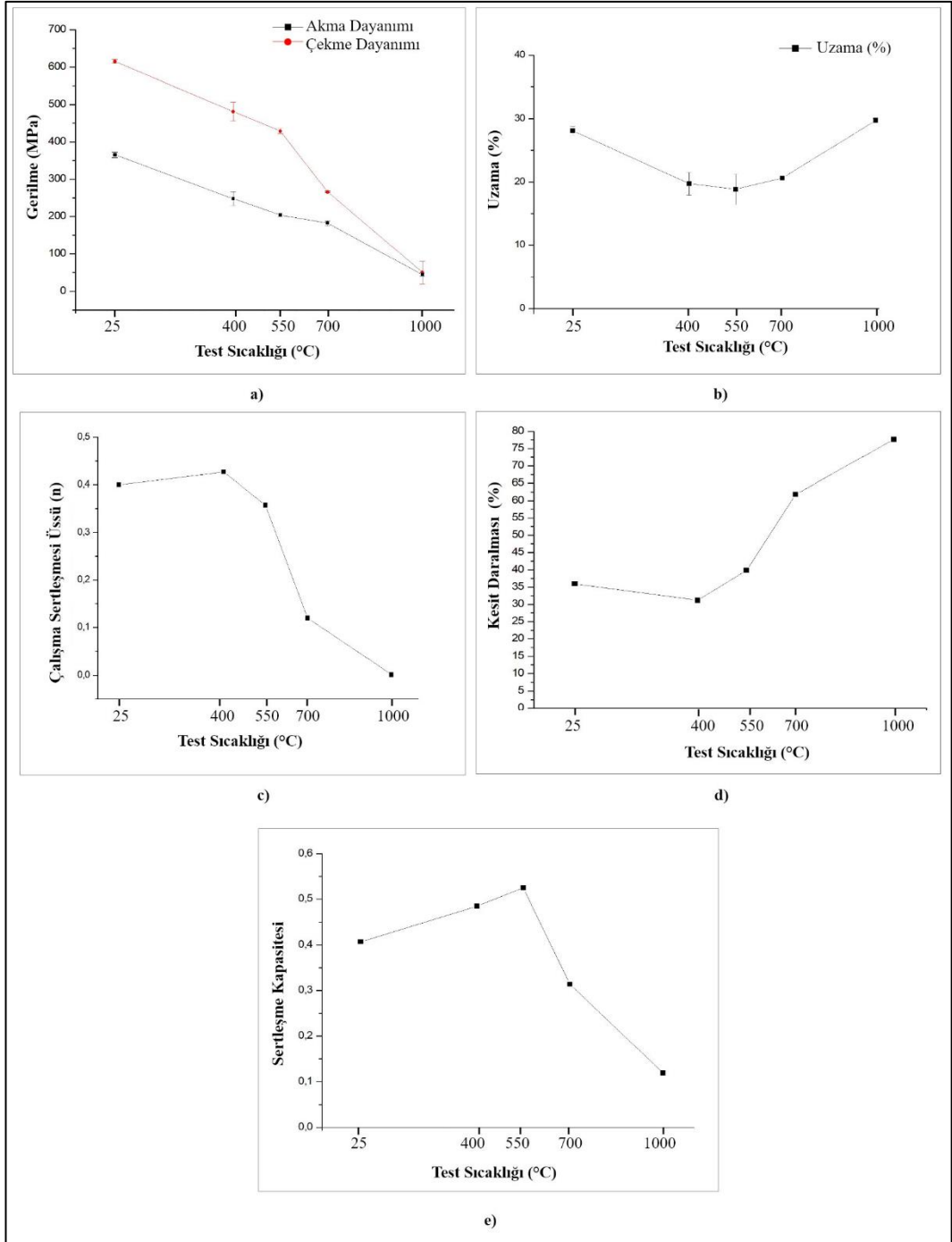
görülmektedir. Kararsız akmanın %17 uzama oranına kadar A+B tipinde, %17 uzamadan kopmaya kadar ise B tipinde olduğu görülmektedir. Ayrıca kararsız akma esnasındaki gerilmeki düşme ve yükselme farkının 400 °C’de test edilen numuneden daha fazla olduğu görülmektedir.

700 °C sıcaklıkta test edilen numunenin gerilme-uzama grafiğinde akma noktasının üzerinde küçük bir gerilme artışı sonrası eğrinin yataya yakın bir uzama göstererek ve yaklaşık %20 uzama miktarında koptuğu görülmektedir. Yaklaşık %5 gerinim sonrasında D tipi kararsız akış şeklinde dinamik gerinim yaşanması belirtisi görülmektedir. 700 °C’deki numunenin kaynaklı bağlantısında küçük bir uzama görülse de kopmanın AISI 316L tarafındaki ana metalden oluştuğu tespit edilmiştir.

1000 °C’de yapılan sıcak çekme testi sonrasında farklı cins kaynaklı birleştirmenin mukavemetinde ciddi bir azalma, sıcaklığa bağlı olarak uzama miktarında artış bulunmuştur. Ancak bu artış AISI 316L ana malzemenin uzama miktarına göre oldukça düşük bulunmuştur. Şekil 6.12’de gösterilen test numunelerin görüntülerinde şekillenmeye bağlı olarak en fazla kesit daralmasının 1000 °C sıcaklıkta test edilen numunede meydana geldiği görülmektedir.

Genel bir değerlendirme yapılacak olursa farklı cins kaynaklı birleştirmelerin yüksek sıcaklıklardaki mukavemeti ve deney numunelerinin kırılma yerleri göz önünde bulundurulduğunda farklı cins metal otojen kaynaklı birleştirmelerinin yüksek sıcaklıklarda kullanılması söz konusu olabilir. Farklı cins kaynaklı birleştirmenin gerilme-uzama grafiği ile Haynes 188’in gerilme-uzama grafiği karşılaştırıldığında aynı sıcaklıklarda benzer kararsız akış tiplerinin oluştuğu görülmektedir. Bulgular Haynes 188-AISI 316L farklı cins metal otojen kaynaklı bağlantılarda 400 °C, 550 °C ve 700 °C’larda DSA’nın oluştuğuna işaret etmektedir.

Haynes 188-AISI 316L farklı cins metal kaynaklı birleştirmelerine ait sıcaklık değişimine bağlı akma ve çekme dayanımı değişim grafiği Şekil 6.11a’da gösterilmiştir. Şekil 6.11b-e’de ise sırasıyla test sıcaklığı değişimine bağlı % uzama, çalışma sertleşmesi üssü (n), % kesit daralması ve sertleşme kapasitesi grafikleri paylaşılmıştır.



Şekil 6.11. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin test sıcaklığına bağlı olarak, a) çekme ve akma dayanım eğrisi, b) % uzama eğrisi, c) çalışma sertleşmesi üssü eğrisi, d) % kesit daralması, e) sertleşme kapasitesi eğrisi.

Şekil 6.11a'da gösterildiği gibi, artan sıcaklıkla beraber farklı cins kaynaklı birleştirmelerin akma ve çekme dayanımında sürekli bir azalma görülmektedir. 400 °C-550 °C sıcaklıklar arasında akma ve çekme dayanımında düşüşteki azalma

eğilimi dikkat çekmektedir. Bu durumun dinamik gerinim yaşlanmasından kaynaklanan mukavemet artışı ile ilişkili olduğu düşünülmektedir. Belirtilen sıcaklıklar arasındaki uzama miktarındaki azalmada bunu desteklemektedir. 550 °C sıcaklığın üzerinde test edilen numunelerde akma ve çekme dayanımında azalma artmış ve şekillendirilebilirlikte tekrar artış tespit edilmiştir. Özellikle 1000 °C sıcaklıkta test edilen numunenin akma ve çekme dayanımlarının sıcak şekillendirmeye bağlı olarak neredeyse eşitlendiği görülmektedir [161–163].

Şekil 6.11b'den görüldüğü gibi farklı cins metal kaynaklı birleştirmesinde en düşük uzama 550 °C sıcaklıkta test edilen numunede bulunmuştur. 400 °C ve 700 °C sıcaklıklarda test edilen numunelerin uzama miktarlarının da 550 °C test edilen numuneninkine yakın olduğu tespit edilmiştir. Farklı cins kaynaklı birleştirmelerin % uzama miktarları ana birleştirmeyi oluşturan ana metaller ile kıyaslandığında yalnızca 400 °C test edilen numunenin uzama miktarının ana malzemenin 2/3'ünü karşıladığı görülmüştür. 400 °C ve 550 °C sıcaklıklarda test edilen numunelerin uzama miktarlarındaki azalma daha önce belirtildiği üzere dinamik gerinim yaşlanmasına atfedilebilir.

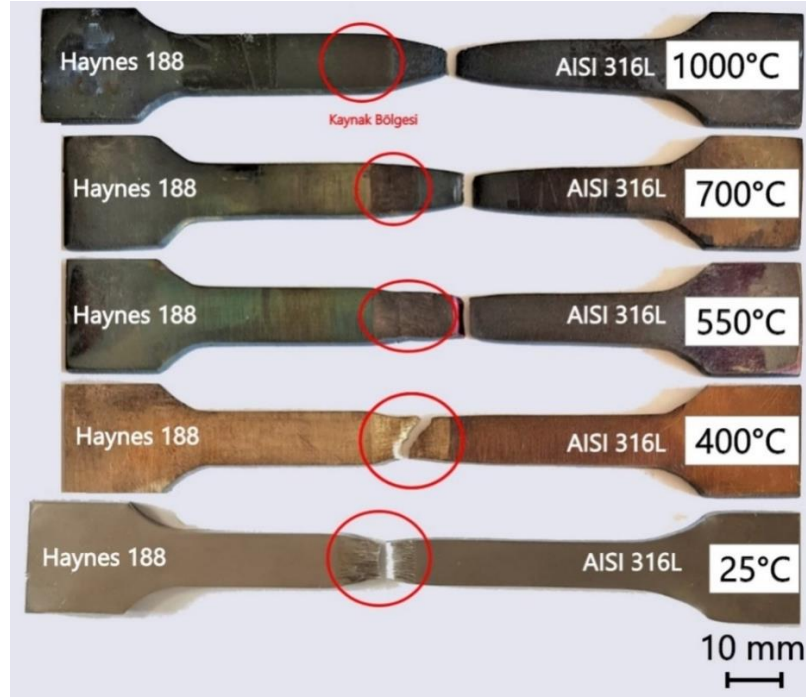
Farklı cins metal otojen kaynaklı birleştirmelerin çalışma sertleşmesi üssü ( $n$ ) çekme verileri üzerinden hesaplanarak Şekil 6.11c'de gösterilmiştir. Bulgular 25 °C sıcaklıkta test edilen numune için 0,400 hesaplanırken 400 °C'de test edilen numune için 0,427 bulunmuştur. En yüksek çalışma sertleşmesi üssü değeri 400 °C sıcaklıkta test edilen numune için bulunmuştur. 550 °C'de test edilen numune için çalışma sertleşmesi üssü 0,357 bulunmuştur. 700 °C ve 1000 °C sıcaklıklarda test edilen numuneler için çalışma sertleşmesi üssü değerinin azalması DSA etkisinin kaybolduğuna işaret etmektedir [87,164].

Birleştirmelerin çekme test sıcaklığı ile kesit daralması arasındaki ilişki grafiksel olarak gösterildiği Şekil 6.11d'den yararlanılarak açıklanmıştır. 400 °C'deki kesit daralması %31,17 ile en düşük kesit daralması olarak tespit edilmiştir. Gerilme-uzama grafiğinde DSA'nın belirgin olarak oluştuğu ve farklı tipte kararsız akışların meydana geldiği 550 °C sıcaklıkta test edilen numunenin de kesit daralma miktarının 400 °C'de sıcaklıkta test edilen numuneninkine yakın bulunmuştur. Bulgular DSA

ile ilişkili olarak meydana gelen mukavemet artışı ve şekillendirilmedeki azalma kesit daralmasını azaltmasına neden olduğu düşünülmektedir. Daha yüksek sıcaklıklarda DSA'nın etkisinin kaybolmasına bağlı olarak şekillendirilebilirlikteki artış kesit daralmasında artış olarak bulunmuştur.

Çekme test sıcaklığı ile sertleşme kapasitesi arasındaki ilişki grafiksel olarak gösterildiği Şekil 6.11'e'den yararlanılarak açıklanmıştır. En yüksek sertleşme kapasitesi 0,525 değeri ile 550 °C'de test edilen numunede bulunmuştur. Dinamik gerinim yaşlanmasının belirtilerinden birisi olan sertleşme kapasitesi 400 °C ve 550 °C sıcaklıkta yükseldiği görülmekte ve gerilme-uzama grafiğinde görülen kararsız akışın varlığını desteklemektedir.

Oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonrası kopan farklı cins metal kaynaklı numunelerin görüntüleri Şekil 6.12'de gösterilmiştir.

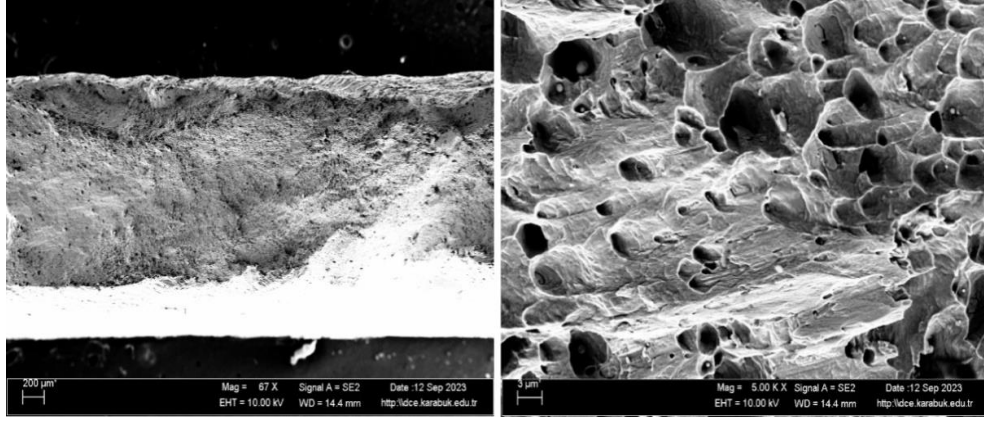


Şekil 6.12. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin sıcak çekme testi sonrası numune görüntüleri.

Numunelerin 25 °C ve 400 °C sıcaklıklarda yapılan testler hariç bütün numunelerin AISI 316L ana metal tarafından koptuğu görülmektedir. Çalışmada oda sıcaklığı

üzerindeki sıcaklıklarda çekme testine tabi tutulan numunelerin kırılma davranışını belirlemek için kırık yüzey incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca test sırasında kırılma başlangıcına katkı sağlayabileceği düşünülen çökeltilerin üzerinden EDS analizleri gerçekleştirilmiştir.

Şekil 6.13'te Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmenin 400 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü paylaşılmıştır.

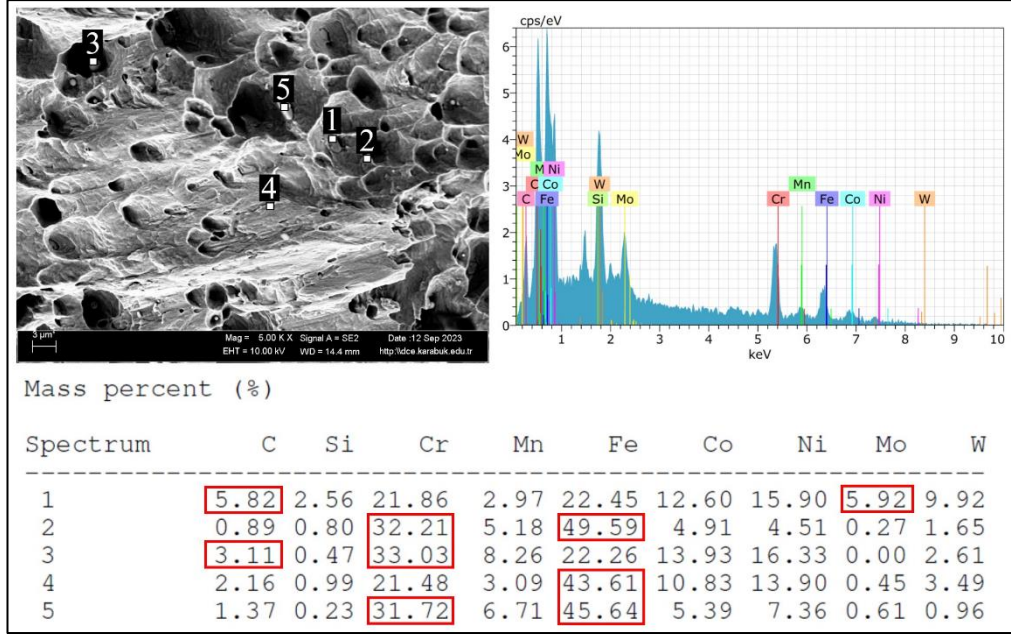


Şekil 6.13. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin 400 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 67x b) 5000x.

400 °C sıcaklıkta yapılan kaynaklı birleştirme çekme test numunesinin kaynak metali kırılma yüzey görüntüsü kesit daralması ve yüzeydeki çukurcukların yanı sıra bölgesel düzlemsel ayrılmalar kırılmanın yarı sünek-yarı gevrek olarak gerçekleştiğini teyit etmektedir (Şekil 6.13). DSA ilişkili olarak meydana gelen kırılma biçimi çalışma sertleşmesi üssü ile birbirini desteklemektedir. Ayrıca kırılma yüzeyinde olduğu tahmin edilen çökeltilerin farklı şekillerde meydana geldiği görülmektedir. Kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden EDS analizi alınmış sonuçlar Şekil 6.14'te gösterilmiştir.

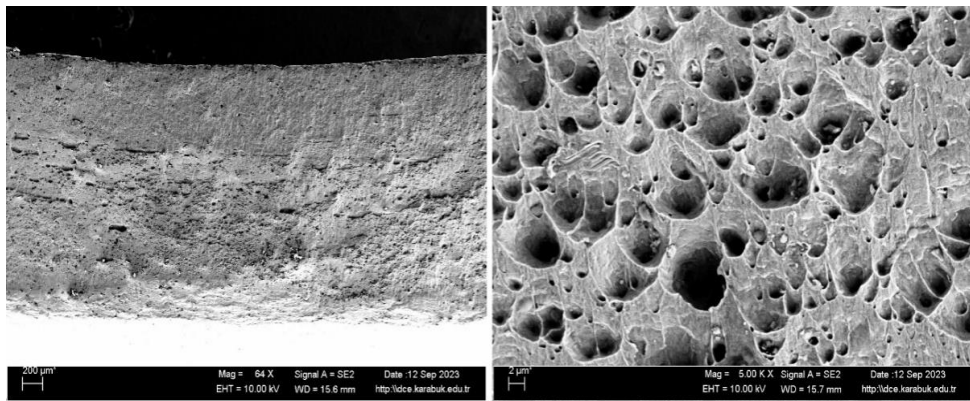
EDS analiz sonuçlarına göre farklı cins kaynaklı birleştirme kaynak metali yapısında oluşan bazı çökeltiler yüksek oranda demir, krom, karbon ve bir noktada molibden ihtiva ederken, kobalt miktarı Haynes 188 alaşımından daha düşük bulunmuştur. Bazı noktalarda ana metalden daha düşük oranda nikel ve tungsten ihtiva ettiği görülmektedir. Farklı cins malzemenin otojen kaynaklı birleştirmesinde iki

malzemenin ergiyip tekrar katılaşması sonucu bileşimde seyrelme oluşması muhtemeldir.



Şekil 6.14. 400 °C sıcaklıkta test edilen Haynes 188-AISI 316L farklı cins çekme test numunesi kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

Şekil 6.15'te Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirimenin 550 °C'de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü sunulmuştur.



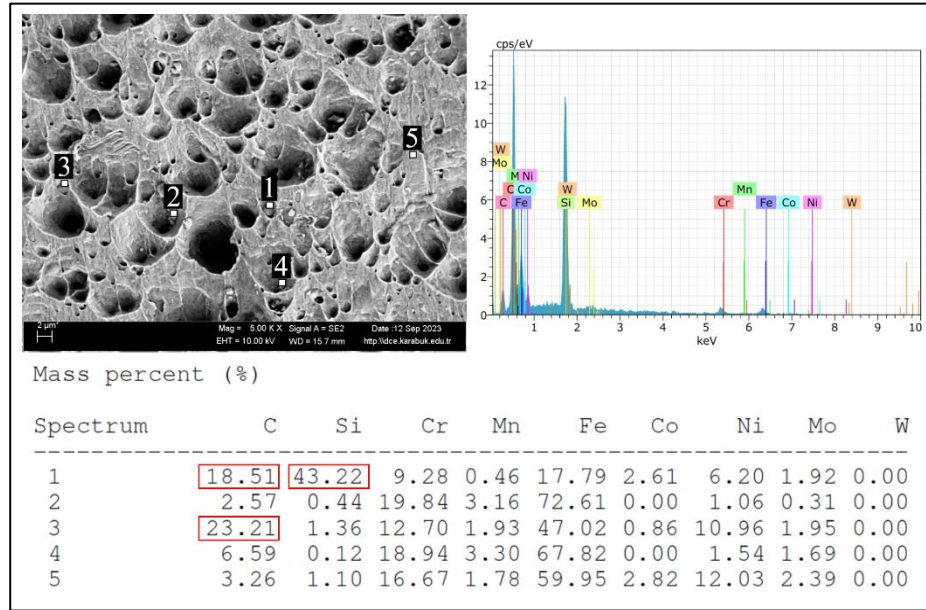
Şekil 6.15. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirimenin 550 °C'de çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 64x b) 5000x.

Birleştirimenin AISI 316L ana metalden oluşan kırık yüzey görüntüsü kırılmanın ağırlıklı olarak sünek olduğu ve kesit daralmasının meydana geldiği görülmektedir.



DSA ile bağlantılı sünek kırılma davranışı yüzeydeki çukurcuklarla ilişkilendirilebilir. Kırık yüzey görüntüsü 550 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı numunenin AISI 316L ana metalinin çukurcukların içinde kırılma başlangıcını oluşturabilecek çeşitli formlarda çökeltilerin varlığı dikkat çekmektedir.

AISI 316L ana metal tarafında oluşan kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden EDS analizi alınmış sonuçlar Şekil 6.16'da gösterilmiştir.

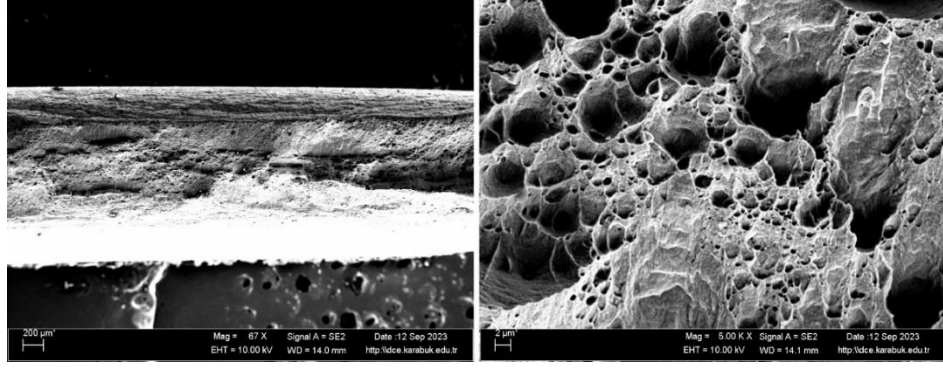


Şekil 6.16. 550 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188-AISI 316L farklı cins çekme test numunesi kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

EDS sonucu özellikle bazı noktalarda karbon ve silisyum oranının yüksek bulunmuştur. Ayrıca 1 numaralı noktadan alınan ölçümde östenitik paslanmaz çelik tarafı olmasına rağmen kobalt varlığı dikkat çekicidir. Bunun yanı sıra krom, nikel ve molibden elementlerinin de bazı noktalarda düşük olduğu görülmektedir. Bu sonuçlar oluşabilecek çökeltilerin krom karbür, demir karbür, silisyum karbür, Cr-Ni-Fe-C gibi bileşiklerin olabileceğini göstermektedir [165].

Şekil 6.17'de Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirimenin 700 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü sunulmuştur.



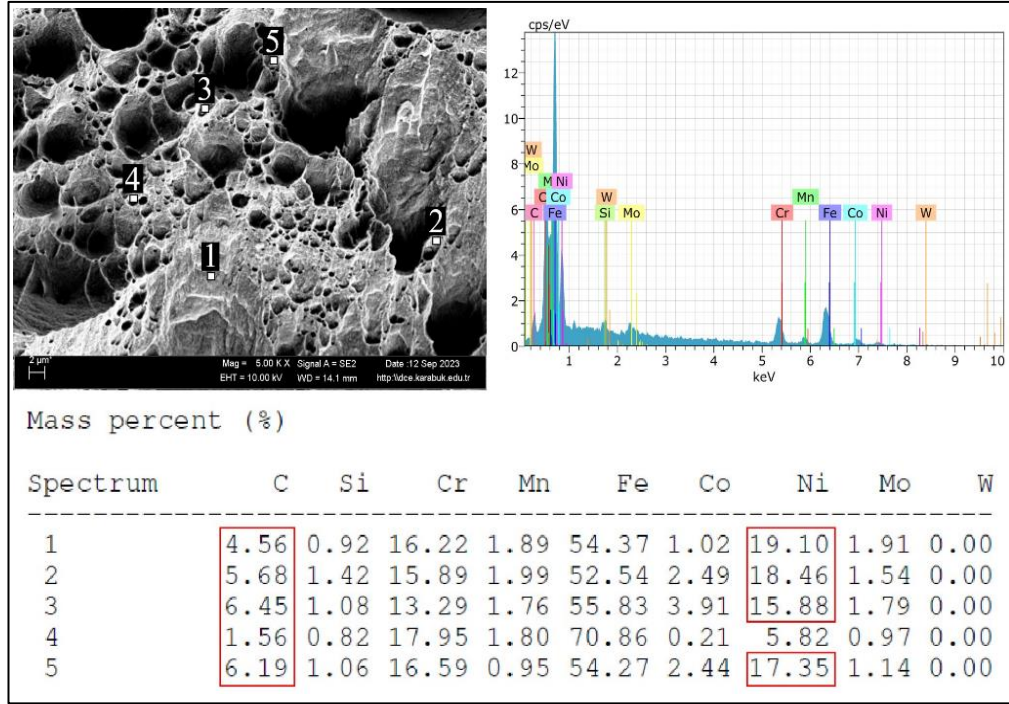


Şekil 6.17. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin 700 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 67x b) 5000x.

AISI 316L ana malzeme tarafında oluşan kırık yüzey görüntüleri test sıcaklığına bağlı olarak artan şekillendirilebilirlikle kesitte çok belirgin daralma söz konusudur. Ayrıca yüzeydeki büyük çukurcukların büyük ve derin oluşu kırılma formunun sünek oluştuğunu teyit etmektedir. Yapıda oluşan çökeltilerin miktarının azalarak kabalaşması ve bir kısmının tekrar ana matris içine çözündüğünü akla getirmektedir [41]. Çalışma sertleşmesi üssü ve sertleşme kapasitesi değerlerinin azalması bunu desteklemektedir.

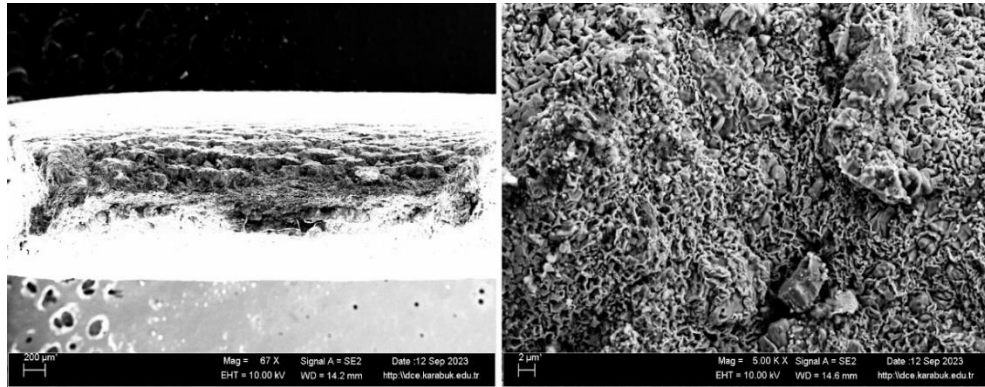
AISI 316L ana metal tarafında oluşan kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 6.18’de gösterilmiştir.

EDS sonucu karbon, nikel elementlerinin yüksekliğine ve bu bölgede olması beklenmeyen kobalt varlığına işaret ederken, molibden ve kromda az da olsa azalmaya işaret etmektedir. Bazı ölçüm noktalarında yüksek karbon varlığı oluşan çökeltilerin  $Fe_3C$ , Cr-Ni-Fe-C, Fe-Ni, olabileceği düşünülmektedir.



Şekil 6.18. 700 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188-AISI 316L farklı cins çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

Şekil 6.19’te Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmenin 1000 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü sunulmuştur.

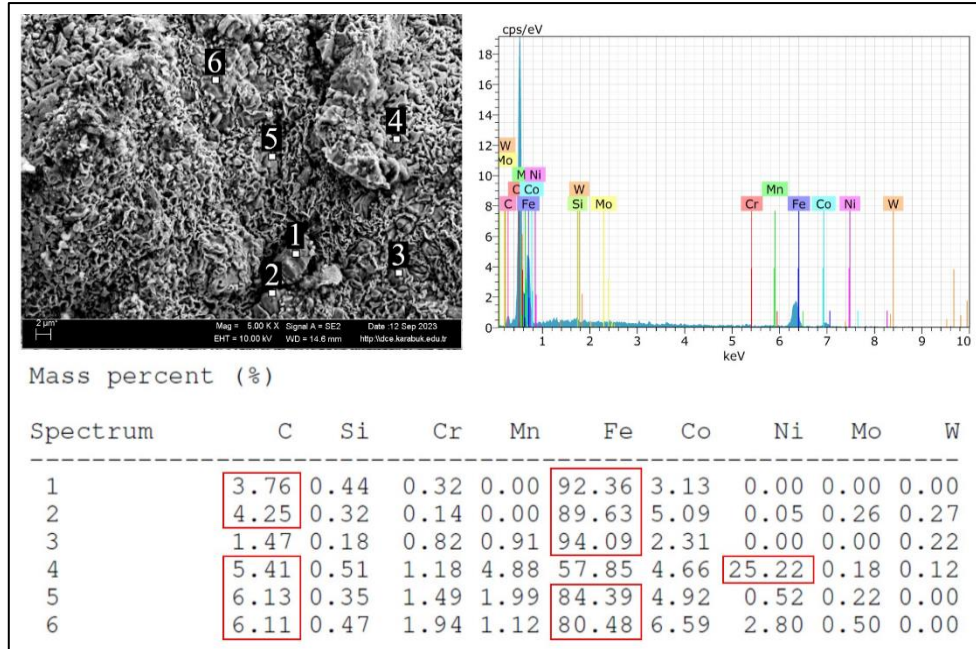


Şekil 6.19. Haynes 188-AISI 316L farklı cins birleştirmenin 1000 °C sıcaklıkta çekme testi sonrası kırık yüzey SEM görüntüsü, a) 67x, b) 5000x.

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik ana metal üzerinde oluşan kırık yüzey görüntüsü kırılmanın sünek olarak oluştuğunu ve kesit daralmasındaki belirgin daralma dikkati çekmektedir. Yüksek sıcaklık nedeniyle östenit tane formunun değiştiği ve çok miktarda karbür türevli oluşumların varlığı görülmektedir. Kırılma

yüzeyinden noktasal EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. AISI 316L ana metal tarafında oluşan kırılma yüzeylerinde görülen çökeltiiler üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 6.20’de gösterilmiştir.

EDS sonuçlarında krom, molibden ve nikel oranının düşüklüğü ve demir miktarının yüksekliği dikkat çekmektedir. Ayrıca yüksek miktarda kobalt varlığı probun etkilenme olasılığını akla getirmektedir. Alınan EDS analiz noktalarının genelinde karbon oranının ve demir oranının yüksekliği oluşumların Fe<sub>3</sub>C olduğunu desteklemektedir [166].



Şekil 6.20. 1000 °C sıcaklıkta test edilen kaynaklı Haynes 188-AISI 316L farklı cins çekme test numunesinin kırık yüzeyinden alınan EDS sonucu.

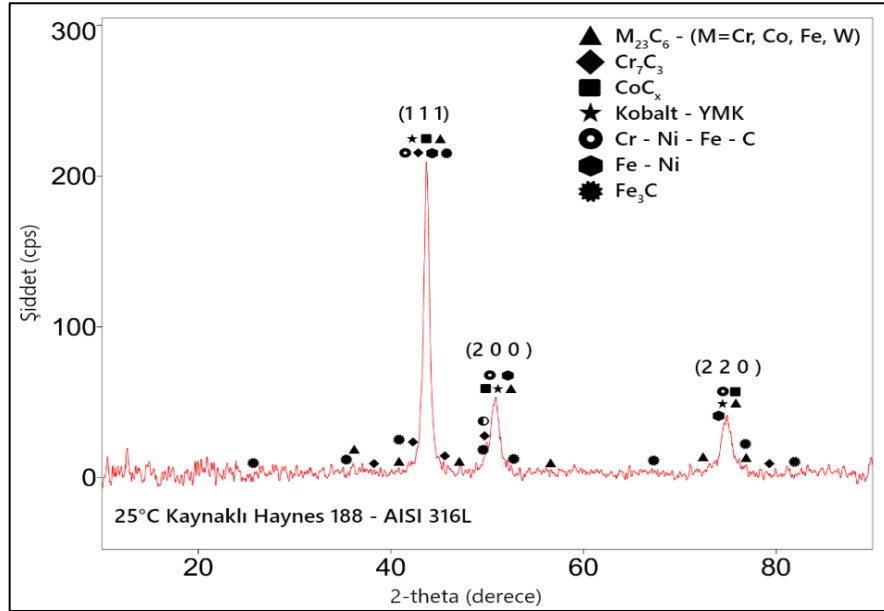
#### 6.4. HAYNES 188-AISI 316L FARKLI CİNS BİRLEŞTİRMELERİN XRD ANALİZ SONUCU VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmelerden çekme testinde hasarın kaynak bölgesinden meydana gelen 25 °C ve 400 °C sıcaklıkta test edilen numunelerin yapısında oluşan çökeltiilerin türlerinin net olarak belirlenebilmesi için XRD analizi yapılmıştır. Yapılan çalışmalarda Haynes 188 süper alaşım ve AISI 316L östenitik paslanmaz çeliklerde C<sub>6</sub>(Cr, Co, Ni)<sub>23</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, CoC<sub>x</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Co, Cr-

Ni-Fe-C, Fe-Ni, Fe<sub>3</sub>C bileşiğindeki çökeltilerin yapıda bulunabileceği rapor edilmiştir [165,167–172]. XRD analiz sonuçları oluşan difraksiyon paternlerinin ve oluşum açılarının birbirine çok benzer olduğu ve bulunan çökeltilerinde aynı tip olduğu dikkati çekmektedir.

#### 6.4.1. Haynes 188-AISI 316L Birleştirmenin 25 °C Sıcaklıkta Test Edilen Numunenin XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi

Oda sıcaklığında test edilen farklı cins kaynaklı birleştirmenin kaynak metalinden alınan XRD analiz sonucu Şekil 6.21’de paylaşılmıştır.



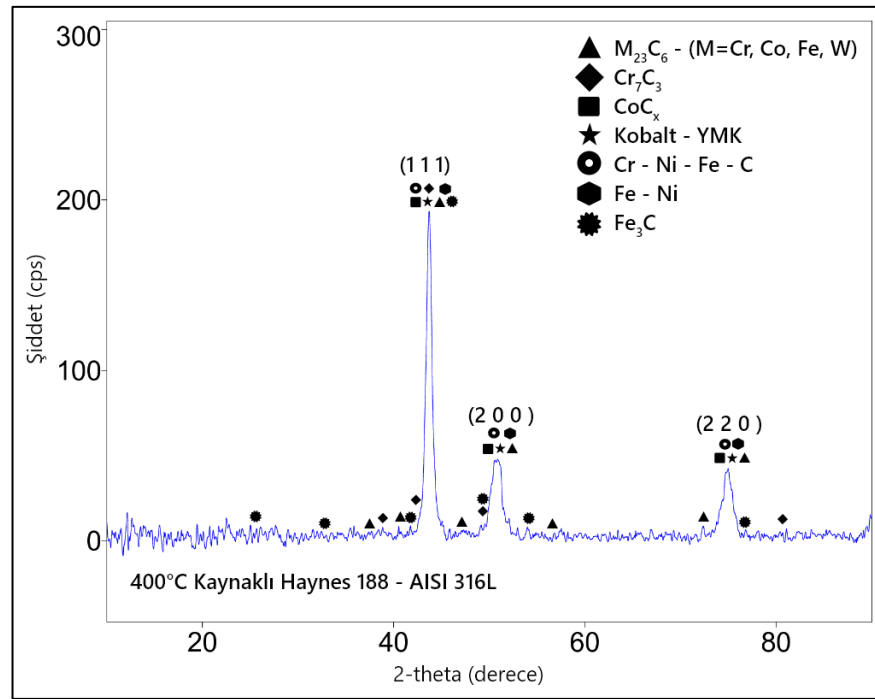
Şekil 6.21. Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmenin kaynak metali XRD analiz sonucu.

Oda sıcaklığında çekme testi sonrası farklı cins kaynaklı birleştirmenin kırık yüzeyinden alınan XRD analizi yapının YMK yapılı olduğu ve M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>(M=Cr, Co, Fe, W), Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, CoC<sub>x</sub>, Co, Cr-Ni-Fe-C, Fe-Ni, Fe<sub>3</sub>C metal karbür ve intermetaliklerin varlığı tespit edilmiştir.

#### 6.4.2. Haynes 188-AISI 316L Birleştirmenin 400 °C Sıcaklıkta Test Edilen Numunenin XRD Analiz Sonucu ve Değerlendirilmesi

Çalışmada 400 °C sıcaklıkta test edilen farklı cins kaynaklı birleştirmenin kaynak metalinden alınan XRD analiz sonucu Şekil 6.22’de paylaşılmıştır.

Analiz sonucu matris yapısının yzey merkez kzbik ostenit fazından oluştuğu gbrlmemektedir. Yapılan incelemede yapıda  $M_{23}C_6$  (M=Cr, Co, Fe, W),  $Cr_7C_3$ ,  $CoC_x$ , Co, Cr-Ni-Fe-C, Fe-Ni,  $Fe_3C$  metal karbür ve intermetalikler tespit edilmiştir.



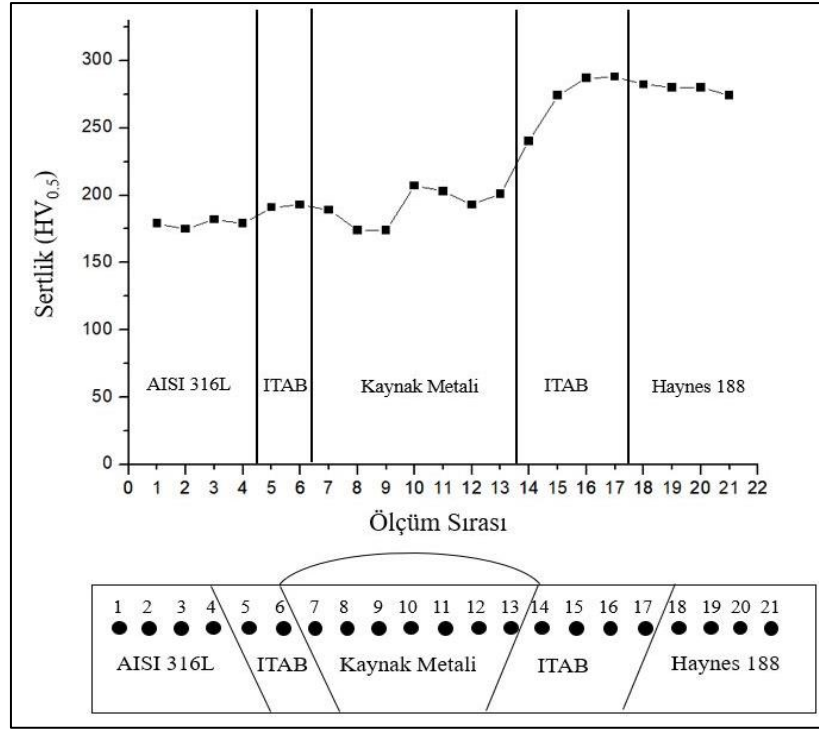
Şekil 6.22. Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmenin 400 °C sıcaklıkta test edilen numunenin kaynak metalini XRD analiz sonucu.

#### 6.5. HAYNES 188-AISI 316L FARKLI CİNS KAYNAKLI BİRLEŞTİRMELERİN SERTLİK ÖLÇÜM SONUCU VE DEğERLENDİRİLMESİ

Otojen olarak Force TIG kaynak makinesiyle birleştirilen Haynes 188-AISI 316L çiftinin farklı cins kaynaklı bağlantısının oda sıcaklığında test edilen numunelerin ana metal, ITAB ve kaynak metalini kapsayacak Şekilde mikrosertlik ölçümleri

gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçüm sonuçları grafiksel olarak Şekil 6.23'te gösterilmiştir.

Şekil 6.23'teki verilere göre birleştirmenin her iki tarafındaki ITAB sertliklerinin termal çevrimle ilişkili olarak her iki ana metalden de daha yüksek bulunmuştur. Birleştirmede en yüksek sertlik değerinin ortalama 288 HV<sub>0.5</sub> olarak Haynes 188 alaşımının ITAB'ında olduğu görülmektedir. AISI 316L ana metal sertliği ise ortalama 178 HV<sub>0.5</sub> olarak ölçülmüştür. Birleştirme sertliği farklı cins metal özelliklerine bağlı olarak AISI 316L tarafından Haynes 188 tarafına geçişte artış göstermektedir.



Şekil 6.23. Haynes 188-AISI 316L farklı cins kaynaklı birleştirmenin sertlik profili.

İlave metal kullanmadan elde edilen birleştirme kaynak metali sertliği ortalama 191 HV<sub>0.5</sub> olarak AISI 316L ana metalin sertliğine daha yakın olduğu tespit edilmiştir. Kaynak metalindeki yapısal dönüşüm ve otojen kaynak işlemi sırasında kaynak banyosunda AISI 316L ve Haynes 188 alaşımının karışımından dolayı meydana gelen seyrelme ve oluşan dendritik mikroyapı kaynak metalindeki sertlik düşmesinin nedeni olarak düşünülmektedir.

## BÖLÜM 7

### SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada yüksek sıcaklık uygulamaları için tercih edilen kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşımın, aynı cins (Haynes 188-Haynes 188) ve farklı cins (Haynes 188-AISI 316L) metallerin Force TIG kaynak makinesiyle otomatik bir şekilde, kaynak ağzı açmadan, otojen olarak kaynak edilebilirliğinin araştırılması amaçlanmıştır. İlave olarak Haynes 188 süper alaşımın DSA davranışının incelenmesinin yanı sıra, aynı ve farklı cins kaynaklı birleştirmelerin oda sıcaklığı ve yüksek çalışma sıcaklıklarında statik çekme yükü altındaki özellikleri ve DSA davranışları belirlenmiştir. Ayrıca çalışmada kaynaklı bağlantıların özelliklerini iyileştirmek için aynı cins kaynaklı birleştirmelere 1175 °C sıcaklıkta 1 saat solüsyona alma ısıl işlemi sonrası 550 °C sıcaklıkta farklı zaman aralıkları için soğuma yaşılandırma ısıl işlemi uygulanmıştır. Uygulanan ısıl işlem ve yaşılandırmanın birleştirmenin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi belirlenmeye çalışılmıştır.

Elde edilen bulgular sırasıyla sunulmuştur.

1. Kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşımın statik yük altında yüksek sıcaklık davranışlarını belirlemek amacıyla yürütülen sıcak çekme testleri sonucunda 700 °C'ye kadar mukavemetini koruduğu, 850 °C ve 1000 °C'deki sıcaklıklarda sıcak şekillendirmeye bağlı olarak dayanımın düştüğü ancak şekillendirilebilirliğin arttığı tespit edilmiştir.
2. Haynes 188 süper alaşımın farklı sıcaklıklarda yapılan çekme testi sonucunda 250 °C'den 1000 °C'ye kadar dinamik gerinim yaşanmasının olduğu tespit edilmiştir. En yüksek çalışma sertleşmesi üssü ve DSA'nın belirtisi olan kararsız akma davranışı 550 °C'de test edilen numunede meydana geldiği belirlenmiştir. Gerçekleştirilen farklı sıcaklıklardaki çekme testi sonrası



gerilme-uzama eğrilerinde A, A+B, B, C, D ve E tiplerinde DSA'nın belirgin göstergesi olan kararsız akma tespit edilmiştir.

3. SEM, EDS ve XRD analizlerinde Haynes 188 süper alaşımın YMK yapılı ana matrisinde görülen çeşitli çökeltilerin  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_6C$ ,  $CoC_x$ ,  $Co_7W_6$  metal karbür veya intermetalikler olduğu tespit edilmiştir.
4. Haynes 188'in oda sıcaklığında yapılan mikroyapı incelemesinde eş aksinel tanelerden oluştuğu, bazı tanelerde görülen ikizlenme çizgileri ve üretim yönteminden kaynaklanan deformasyon bantları da dikkati çekmektedir. Ayrıca tane içlerinde ve tane sınırlarında karbür ve/veya intermetalik olduğu düşünülen oluşumlar da dikkati çekmektedir.
5. Oda sıcaklığında yapılan çekme testi sonrası kırılma hasarının sünek olarak gerçekleştiği ve kırık yüzey SEM incelemesinde belirgin kesit daralması tespit edilmiştir.
6. Çekme testi sonrası numunelerin kırılma hasarının sıcaklığın artışına bağlı olarak sünek bir kırılmayla devam etmesi beklenmektedir. Ancak kırılma hasarının 25 °C ve 250 °C'de test edilen numunede sünek, 400 °C, 550 °C ve 700 °C'de yarı sünek-yarı gevrek, 850 °C ve 1000 °C'de test edilen numunelerin kırılma hasarının ise sünek olarak gerçekleştiği görülmektedir. 400 °C, 550 °C ve 700 °C'de kırılma hasarının yarı sünek-yarı gevrek olarak gerçekleşmesinin sebebi olarak artan DSA'ya ve sertliğe bağlı olduğu tespit edilmiştir.
7. Kırık yüzeyin SEM incelemelerinde 25 °C'den 700 °C'ye kadar çukurcuklar içerisinde çok sayıda farklı boyut ve şekilde çökeltilerin varlığı tespit edilmiştir. 550 °C'de artan sıcaklık ve DSA'nın etkisiyle çökelti boyutlarındaki küçülmenin yanı sıra, miktarlarındaki azalma bazı çökeltilerin çözünme ihtimalini akla getirmektedir. Ayrıca DSA ile ilişkili sertlik artışından dolayı bazı tanelerin transgranular klivaj olarak ayrıldığı görülmektedir.



Haynes188-Haynes188 çiftinin Force TIG kaynak makinesiyle elde edilen otojen kaynaklı birleştirmeler üzerinde yapılan radyografik muayene, mikroyapı, çekme testi, sertlik ölçümleri incelendiğinde başarılı bir birleştirme gerçekleştirildiği görülmektedir. Birleştirmeler üzerinde yapılan deneysel çalışmalar neticesinde aşağıda verilen sonuçlar elde edilmiştir.

1. Haynes188-Haynes188 aynı cins metal birleştirmelerin akma ve çekme dayanımlarının ana malzemenin 2/3'ünü sağladığı ancak şekillendirilebilirliklerinin ana malzemenin 1/2'sinden daha düşük kaldığı bulunmuştur. Çekme testi sonrası kırılma hasarının kaynak metali bölgesinden gerçekleştiği tespit edilmiştir. Kırık yüzey SEM incelemesinde tespit edilen çökeltilerin kırılmanın başlangıcını oluşturduğu düşünülmektedir.
2. Otojen kaynaklı birleştirmenin mikroyapısının YMK matrisli olduğu ve yapılan XRD incelemelerinde ana malzeme ile benzer çökeltilerin ( $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_6C$ ,  $CoC_x$ ,  $Co_7W_6$ ) varlığı tespit edilmiştir.
3. Haynes188-Haynes188 birleştirmelerin yüksek sıcaklık testlerinde de DSA oluştuğu tespit edilmiştir. Çalışma sertleşmesi üssü, kararsız akma oluşumu, sertleşme kapasitesindeki artış kaynaklı birleştirmede DSA'nın 250 °C-700 °C sıcaklıklar arasında oluştuğunu doğrulamaktadır. Ancak uzama miktarındaki en belirgin azalma 550 °C'de test edilen numunede meydana gelmiştir.
4. 25 °C, 250 °C ve 400 °C'de test edilen numunelerde kesit daralmasının sıcaklığın artışı ile arttığı, kırılma hasarının sünek olarak gerçekleştiği tespit edilmiştir. 400 °C sünek ve taneler arası kırılma gerçekleştiği görülmektedir. Ancak aynı zamanda DSA'nın artışı ile klivaj düzlemlerinde varlığı dikkati çekmektedir.

5. 550 °C ve 700 °C’de süneklik ve kesit daralmasında azalma belirlenmiş ve DSA’nın etkisiyle kırılma hasarının yarı sünek-yarı gevrek olduğu tespit edilmiştir.
6. 850 °C ve 1000 °C’deki numunelerde test sıcaklıklarına bağlı olarak artan süneklik ile kesitte çok önemli bir azalma meydana gelmiş ve kaynaklı numunelerin ana metalden kırıldığı görülmüştür. Yüzeydeki çukurcukların büyük ve derin olması kırılma formunun son derece sünek olduğunu doğrulamaktadır.
7. Haynes188-Haynes188 kaynaklı birleştirmelerin sertlik profili incelendiğinde ITAB bölgesinde ana metale göre bir miktar sertlik artışı görülmekle birlikte kaynak metalinde 280 HV<sub>0.5</sub> civarında olduğu tespit edilmiştir.
8. Haynes188-Haynes188 kaynaklı birleştirmelerin yüksek sıcaklık sertlik dağılımları belirlenmiştir. Çalışmada 25 °C, 250 °C, 550 °C ve 700 °C test edilen birleştirmelerin kaynak metalinin sertliği ITAB ve ana metale göre daha düşük olması çekme testinde hasarın kaynak metalinden meydana gelmesini açıklamaktadır. 1000 °C’de test edilen numunenin sertlik dağılımının ana metal bölgesi diğer sıcaklıklarda test edilen numunelerinkinden düşük olduğu belirlenmiştir. Bu sonuç çekme testinde hasarın ana metalden oluşmasını doğrulamaktadır.
9. Haynes188-Haynes188 birleştirmenin kaynak metali mikroyapı incelemesinde kolonsal dentritik tane sınırları, katılaşma sonrası tane sınırları, çökelti ve ikizlenmeler görülmektedir. ITAB bölgesinin kaynak kepi köküne doğru genişlediği tespit edilmiştir.
10. Haynes188-Haynes188 aynı cins kaynaklı birleştirilmenin şekillendirilebilirliğini iyileştirmek amacıyla yapılan solüsyona alma ısıl işlemiyle bağlantının uzama miktarı, kaynaklı birleştirmenin oda sıcaklığındaki uzama miktarına göre %75 artmıştır. Kaynaklı bağlantının ana

malzemeye göre oldukça düşük olan uzama miktarı yapılan solüsyona alma işlemi sonrası ana malzemenin 1/2'sine ulaşmıştır.

11. Haynes188-Haynes188 kaynaklı birleştirmesine yapılan solüsyona alma ve soğuma yaşlandırma ısıl işlemi sonuçları en iyi uzama, solüsyona alınan ve ardından 48 saat yaşlandırılan numunede elde edildiği tespit edilmiştir. Ancak çekme sonuçları ile kırık yüzeyde oluşan çökeltiler beraber değerlendirildiğinde 96 saat yaşlandırılan numunede yaşlanmanın etkisi daha fazla görülmektedir.
12. Mikroyapı incelemeleri kaynaklı bağlantının solüsyona alma ısıl işlemi sonrasında kaynak metalinin yapısının değişikliğe uğramadığı görülmüştür.
13. Solüsyona alma ısıl işlemi uygulanan numunenin kırık yüzey görüntüsü incelendiğinde birleştirmenin kaynak metalinde oluşan çökeltilerin solüsyona alma ısıl işlemi ile yeterince çözünmediği tespit edilmiştir.
14. Solüsyona alma ve yaşlandırma ısıl işlemleri uygulanan numunelerin çekme testi sonrasında kırılma hasarı sırasıyla sünek ve yarı sünek-yarı gevrek şeklinde gerçekleşmiştir.
15. Çalışmada 96 saat yaşlandırılan numunede ise çökeltilerin sayısının arttığı dikkati çekmektedir.
16. XRD sonuçlarına göre solüsyona alma ısıl işlemi ve 96 saat yaşlandırılan numunelerde tespit edilen çökeltilerin solüsyona alma ısıl işlemi süresince tamamen çözünmediğine ve yaşlandırma sürecinde varlığını muhafaza ettiği ve yeni çökeltilerin oluştuğu düşünülmektedir.

Haynes188-AISI 316L farklı cins malzeme çiftinin Force TIG kaynak makinesiyle elde edilen otojen kaynaklı birleştirmeleri üzerinde yapılan radyografik muayene, mikroyapı, çekme testi, sertlik ölçümleri incelendiğinde başarılı bir birleştirme

gerçekleştirildiği görülmektedir. Birleştirmeler sonucu elde edilen numuneler üzerinde yapılan çalışmalar sonucu aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

1. Yapılan çekme testi sonrası kaynaklı bağlantının akma ve çekme dayanımının mukavemeti düşük olan AISI 316L malzemeden daha yüksek olduğu ancak şekillendirilebilirliğin sınırlı olduğu tespit edilmiştir.
2. Çekme testi sonrası kopan numune incelemeleri uzamanın daha düşük dayanımlı AISI 316L tarafından daha fazla olduğu ve kopmanın kaynak bölgesinden meydana geldiği belirlenmiştir.
3. 400 °C sıcaklıkta yapılan çekme test numunesinin kırılma hasarının yarı sünek-yarı gevrek olarak gerçekleştiği bulunmuştur. DSA'nın en fazla oluştuğu 400 °C'de meydana gelen kırılma biçimi çalışma sertleşmesi üssü ile birbirini desteklemektedir.
4. 550 °C, 700 °C ve 1000 °C'de yapılan çekme testi sonrası artan sıcaklığa ve DSA'nın etkisinin azalmasına bağlı olarak kırılma formunun sünek olarak gerçekleştiği bulunmuştur.
5. Artan sıcaklığa bağlı olarak oluşan çökeltilerin miktarının azalarak kabalaşması ve bir kısmının tekrar ana matris içine çözüldüğünü akla getirmektedir. Çalışma sertleşmesi üssü ve sertleşme kapasitesi değerlerinin azalması bunu desteklemektedir.
6. Kırılma yüzeylerinde oluştuğu tahmin edilen çökeltilerin farklı sıcaklıklarda değişik şekillerde meydana geldiği bulunmuştur. Özellikle 1000 °C'deki numunede yüksek sıcaklık nedeniyle östenit tane formunun değiştiği ve çok miktarda karbür türevli oluşumların varlığı tespit edilmiştir.
7. Farklı cins birleştirmenin ısı iletim katsayısı ile ilişkili olarak bağlantının Haynes 188 süper alaşım tarafının ITAB'ı AISI 316L ITAB'ına göre daha geniş oluştuğu belirlenmiştir.

8. Kaynak metalinde, tipik kolonsal dendritik taneler, kaynak dikişinin her iki tarafındaki ergime hattından kaynak merkezine doğru paralel olarak büyüyen yapılaşma göze çarpmaktadır. Yapılan SEM incelemesinde kolonsal taneler dentritik olarak katılaştığı ve tane içlerinde katılaşmaya bağlı oluşan alt tane sınırları ve ikincil dendritlerde gözlemlenmektedir. Ayrıca dendritler arasında ve kolonsal tane sınırlarında çökeltilerin varlığı tespit edilmiştir.
9. Yapılan detaylı SEM ve EDS incelemelerinde homojen olmayan bir ergime katılaşma oluştuğu tespit edilmiştir.
10. Farklı cins kaynaklı birleştirmenin sertliği AISI 316L malzemeden ITAB, kaynak metali, Haynes 188 ITAB ve Haynes 188 süper alaşıma doğru yapısal dönüşümlere bağlı olarak belirgin bir şekilde arttığı tespit edilmiştir.
11. Farklı cins kaynaklı birleştirmenin XRD analizinde oluşan yapının YMK yapılı olduğu ve  $M_{23}C_6$  (M=Cr, Co, Fe, W),  $Cr_7C_3$ ,  $CoC_x$ , Co, Cr-Ni-Fe-C, Fe-Ni,  $Fe_3C$  metal karbür ve intermetaliklerin varlığı tespit edilmiştir.

Genel olarak elde edilen sonuçlar üzerinden değerlendirme yapıldığında aşağıdaki hususlar üzerinde çalışmaların sürdürülmesi alana katkı sağlaması açısından yapılacak öneriler arasında sıralanabilir.

1. Kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşımın akma ve çekme dayanımlarının 700 °C üzerindeki sıcaklıklarda belirgin şekilde azaldığı bulunmuştur. Alaşım bu sıcaklığın üzerindeki servis şartlarında kullanılacaksa uygulanacak yüklerin iyi hesaplanması ve gerekirse çeşitli kaplama yöntemleri ile sıcaklığın etkisi azaltılmalıdır.
2. Haynes 188 süper alaşım malzemenin yüksek sıcaklıkta korozyon ve oksidasyon direncinin iyi olduğu bilinmektedir. Kaynaklı bağlantılar üzerinde korozyon ve oksidasyon konusunda literatürde oldukça az çalışma mevcuttur. Bu sebeple korozyon ve oksidasyon direnci testlerinin Haynes 188-Haynes 188

aynı cins birleştirmeleri içinde uygulanması bu alandaki bilimsel eksikliğe katkı sağlayacaktır.

3. Haynes 188-Haynes 188 kaynaklı birleştirmeler üzerinde yapılan solüsyona alma ısıl işleminde şekillendirilebilirliğin arttığı tespit edilmiştir. Fakat yaşlandırma süreleri açısından belirgin bir fark olmadığı tespit edilmiştir.
4. Yukarıdaki bilgiler dikkate alındığında daha yüksek yaşlandırma sıcaklığı ve daha uzun bekleme sürelerinde yapılacak yaşlandırma ısıl işleminin daha çok sayıda yeni çökelti ve karbürlerin oluşmasına imkân sağlayacağı ve kaynaklı bağlantının mekanik özelliklerini iyileştireceği düşünölmektedir.
5. Haynes 188 süper alaşımlarının yaşlandırılması hakkında literatürde yapılan ve bu tez kapsamında yapılan yaşlandırma çalışmaları dikkate alındığında oldukça uzun yaşlandırma sürelerine ihtiyaç duyulduğu anlaşılmaktadır. Yaşlandırma süresini kısaltacak ve malzeme içerisindeki çökeltilerin oluşumunu hızlandıracak statik deformasyon yaşlandırması ile kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerinin iyileştirebileceği düşünölmektedir.

## KAYNAKLAR

1. Chester T. Sims, "A history of superalloy metallurgy for superalloy metallurgists", *Superalloys 1984 (Fifth International Symposium)*, 399–419 (1984).
2. Kishawy, H. A. and Hosseini, A., "Superalloys", *Machining Difficult-to-Cut Materials*, *Springer International Publishing*, Cham, 97–137 (2019).
3. Adrian P. Mouritz, "Superalloys for gas turbine engines", *Introduction to Aerospace Materials*, First. Ed., *Woodhead Publishing*, Melbourne, 251–267 (2012).
4. Akca, E. and Gürsel, A., "A review on superalloys and IN718 nickel-based INCONEL superalloy", *Periodicals Of Engineering And Natural Sciences (PEN)*, 3 (1): 15–27 (2015).
5. Jovanović, M. T., Lukić, B., Mišković, Z., Bobić, I., Cvijović, I., and Dimčić, B., "Processing and some applications of nickel, cobalt and titanium-based alloys", *Association Of Metallurgical Engineers Of Serbia*, 13 (2): 91–106 (2007).
6. Chen, J., Salvati, E., Uzun, F., Papadaki, C., Wang, Z., Everaerts, J., and Korsunsky, A. M., "An experimental and numerical analysis of residual stresses in a TIG weldment of a single crystal nickel-base superalloy", *Journal Of Manufacturing Processes*, 53: 190–200 (2020).
7. Reed, R. C., "The Superalloys", *The Superalloys*, 1nd. Ed., *Cambridge University Press*, London, 1–270 (2006).
8. Lee, W.-S. and Kao, H.-C., "High temperature deformation behaviour of Haynes 188 alloy subjected to high strain rate loading", *Materials Science And Engineering: A*, 594: 292–301 (2014).
9. Adrian P. Mouritz, "Aerospace materials: past, present and future", *Introduction to Aerospace Materials*, 1nd. Ed., *Woodhead Publishing*, Melbourne, 15–38 (2012).
10. Henderson, M. B., Arrell, D., Larsson, R., Heobel, M., and Marchant, G., "Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications", *Science And Technology Of Welding And Joining*, 9 (1): 13–21 (2004).
11. Li, Z., Gobbi, S. L., and Loreau, J. H., "Laser welding of Waspaloy® sheets for aero-engines", *Journal Of Materials Processing Technology*, 65 (1–3): 183–190 (1997).

12. Fisk, M. and Lundbäck, A., "Simulation and validation of repair welding and heat treatment of an alloy 718 plate", *Finite Elements In Analysis And Design*, 58: 66–73 (2012).
13. De, A., "Trends in joining of aerospace materials", *Fourth Indo-American Frontiers Of Engineering Symposium*, Arlington: 1–31 (2012).
14. Sahoo, A. and Tripathy, S., "Development in plasma arc welding process: A review", *Materials Today: Proceedings*, 41 (Part 2): 363–368 (2021).
15. Yu, K., Jiang, Z., Li, C., Chen, S., Tao, W., Zhou, X., and Li, Z., "Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded GH3535 superalloy", *Journal Of Materials Science & Technology*, 33 (11): 1289–1299 (2017).
16. Tharappel, J. T. and Babu, J., "Welding processes for Inconel 718- a brief review", *IOP Conference Series: Materials Science And Engineering*, 330 (1): 1–6 (2018).
17. Makino, Y., Honda, K., and Kimura, S., "High-temperature mechanical properties of laser welds in Co-base superalloy and its improvement by laser surface melting", *Welding International*, 13 (8): 612–620 (1999).
18. Odabaşı, A., "Süper alaşımların karbondioksit lazer kaynak şartlarının optimizasyonu", Doktora Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 5-117 (2010).
19. Caiazza, F., Alfieri, V., Sergi, V., Schipani, A., and Cinque, S., "Dissimilar autogenous disk-laser welding of Haynes 188 and Inconel 718 superalloys for aerospace applications", *The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology*, 68 (5–8): 1809–1820 (2013).
20. Campbell, F. C., "Superalloys", *Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials*, *Elsevier Science*, Missouri, 211–272 (2006).
21. Whittenberger, J. D., "A Review of: "SUPERALLOYS II" edited by CT. Sims, N.S. Stoloff, and W.C. Hagel A Wiley-Interscience Publication John Wiley & Sons, New York, NY 615 pages, hardcover, 1987", *Materials And Manufacturing Processes*, 7 (3): 463–468 (1992).
22. Donachie, M. J. and Donachie, S. J., "Superalloys A Technical Guide", 2nd. Ed., *ASM International*, Ohio, 1–258 (2002).
23. Dimiduk, D. M., "Gamma titanium aluminide alloys—an assessment within the competition of aerospace structural materials", *Materials Science And Engineering: A*, 263 (2): 281–288 (1999).
24. Tin, S., "Superalloys", *The Deformation and Processing of Structural Materials*, *Elsevier*, Cambridge, 126–163 (2005).



25. Choudhury, I. A. and El-Baradie, M. A., "Machinability of nickel-base super alloys: a general review", *Journal Of Materials Processing Technology*, 77 (1–3): 278–284 (1998).
26. J. R. Davis, "Metals Handbook Desk Edition", 2nd. Ed., *CRC Press*, 1–2571 (1998).
27. Yılmaz, T., "Farklı ilave metaller kullanılarak TİG kaynak yöntemi ile birleştirilen 316 L paslanmaz çelik ve L-605 kobalt esaslı süperalaşım levhaların metalurjik özelliklerinin değerlendirilmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 1-66 (2019).
28. Çay, V. V. and Ozan, S., "Süperalaşım ve uygulama alanları", *Fırat Üniversitesi Doğu Araştırmaları Dergisi*, 3 (2): 178–188 (2005).
29. Tsao, T.-K., Yeh, A.-C., Kuo, C.-M., Kakehi, K., Murakami, H., Yeh, J.-W., and Jian, S.-R., "The High Temperature Tensile and Creep Behaviors of High Entropy Superalloy", *Scientific Reports*, 7 (1): 1–10 (2017).
30. Sowa, R., Arabasz, S., and Parlinska-Wojtan, M., "Classification and microstructural stability of high generation single crystal Nickel-based superalloys", *Zastita Materijala*, 57 (2): 274–281 (2016).
31. E.F. Bradley, "Superalloys: A Technical Guide", *ASM International*, 1–280 (1989).
32. Geddes, B., Leon, H., and Huang, X., "Superalloys: Alloying and Performance", *ASM International*, Ohio, 1–176 (2010).
33. Gui, W., Zhang, X., Zhang, H., Sun, X., and Zheng, Q., "Melting of primary carbides in a cobalt-base superalloy", *Journal Of Alloys And Compounds*, 787: 152–157 (2019).
34. Montazeri, M., Ghaini, F. M., and Farnia, A., "An investigation into the microstructure and weldability of a tantalumcontaining cast cobalt-based superalloy", *International Journal Of Materials Research*, 102 (12): 1446–1451 (2011).
35. Caudillo, M., Herrera-Trejo, M., Castro, M. R., Ramírez, E., González, C. R., and Juárez, J. I., "On carbide dissolution in an as-cast ASTM F-75 alloy", *Journal Of Biomedical Materials Research*, 59 (2): 378–385 (2002).
36. Clemow, A. J. T. and Daniell, B. L., "Solution treatment behavior of Co-Cr-Mo alloy", *Journal Of Biomedical Materials Research*, 13 (2): 265–279 (1979).
37. Kilner, T., Pilliar, R. M., Weatherly, G. C., and Allibert, C., "Phase identification and incipient melting in a cast Co-Cr surgical implant alloy", *Journal Of Biomedical Materials Research*, 16 (1): 63–79 (1982).

38. Berthod, P. and Tlili, S., "Creep and oxidation behaviors of 25 wt.% Cr-Containing nickel-based alloys reinforced by ZrC carbides", *Crystals*, 12 (416): 2–17 (2022).
39. Berthod, P. and Conrath, E., "As-cast microstructures and behavior at high temperature of chromium-rich cobalt-based alloys containing hafnium carbides", *Materials Chemistry And Physics*, 143 (3): 1139–1148 (2014).
40. Ueki, K., Ueda, K., and Narushima, T., "Microstructure and mechanical properties of heat-treated Co-20Cr-15W-10Ni alloy for biomedical application", *Metallurgical And Materials Transactions A*, 47 (6): 2773–2782 (2016).
41. Dawood, N. M. and Salim, A. M., "A review on characterization, classifications, and applications of super alloys", *Journal Of University Of Babylon For Engineering Sciences*, 29 (1): 53–62 (2021).
42. İnternet: Haynes International, "Haynes 188 Alloy Brochure", [http://haynesintl.com/docs/default-source/pdfs/new-alloy-brochures/high-temperature-alloys/brochures/188-brochure.pdf?sfvrsn=bc7229d4\\_40](http://haynesintl.com/docs/default-source/pdfs/new-alloy-brochures/high-temperature-alloys/brochures/188-brochure.pdf?sfvrsn=bc7229d4_40) (2022).
43. Elliott, A. J., "Directional solidification of large cross-section Ni-base superalloy castings via liquid-metal cooling", PhD Thesis, *The University of Michigan*, Michigan, 1-73 (2005).
44. Ma, D., "Novel casting processes for single-crystal turbine blades of superalloys", *Frontiers Of Mechanical Engineering*, 13 (1): 1–14 (2018).
45. Zhang, C., Wang, P., Deng, Y., Wang, X., Wen, Z., Lian, Y., and He, P., "Influence of crystal orientations on the creep fracture of a nickel-based single crystal superalloy", *International Journal Of Solids And Structures*, 288: 1–10 (2024).
46. Ma, D., "Development of single crystal solidification technology for production of superalloy turbine blades", *Acta Metallurgica Sinica*, 51 (10): 1179–1190 (2015).
47. İnternet: Haresh Bambhania, "Lazer Kaynağı Çalışma Prensipleri", <https://www.engineeringchoice.com/what-is-laser-beam-machining/> (2023).
48. Aydın, K. and Karaağaç İbrahim, "Lazer kaynağı ve lazer kaynağının başlıca uygulamaları", *El-Cezeri Fen Ve Mühendislik Dergisi*, 5 (2): 693–705 (2018).
49. İnternet: Fronius International GmbH, "Plazma Kaynağı Şematik Resmi", <https://www.fronius.com/tr-tr/turkey/kaynak-teknolojileri/ueruenler/robotik-kaynak/plazma-kayna%C4%9F%C4%B1/plazma/plazma> (2024).

50. İnternet: Chih Sheng Yi Technology Co., "Plazma ve Tig Şematik Resmi", <http://www.csy-tech.com/EN/?f=Plasma-Welding-Machines> .
51. Teker, T., "AISI 430/AISI 1040 çelik çiftinin anahtar deliği plazma kaynak yöntemi ile birleştirilmesi, mikroyapı ve mekanik özelliklerin araştırılması", Doktora Tezi, *Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Elazığ, 1-217 (2010).
52. ANIK, S. and Vural, M., "Gazaltı Ark Kaynağı (TIG - MIG - MAG)", *Gedik Eğitim Vakfı*, İstanbul, 1–308 (2020).
53. Li, X., Li, K., Li, S., Wu, Y., Cai, Z., and Pan, J., "Microstructure and high temperature fracture toughness of NG-TIG welded Inconel 617B superalloy", *Journal Of Materials Science & Technology*, 39: 173–182 (2020).
54. Wang, Q., Sun, D. L., Na, Y., Zhou, Y., Han, X. L., and Wang, J., "Effects of TIG Welding Parameters on Morphology and Mechanical Properties of Welded Joint of Ni-base Superalloy", *Procedia Engineering*, 10: 37–41 (2011).
55. Asala, G. and Ojo, O. A., "On post-weld heat treatment cracking in tig welded superalloy ATI 718Plus", *Results In Physics*, 6: 196–198 (2016).
56. Sharma, G., Tyagi, R., Priyanshu, and Sharma, P., "Variants of TIG welding process for improvement of weld penetration depth - a review", *Materials Today: Proceedings*, 64: 1362–1366 (2022).
57. İnternet: EWM, "ForceTIG Production Catalogue", [https://www.ewm-group.com/d/index.php?pw=Broschueren/053\\_100160\\_00015\\_forceTig\\_TR.pdf](https://www.ewm-group.com/d/index.php?pw=Broschueren/053_100160_00015_forceTig_TR.pdf) (2023).
58. Pai, A., Sogalad, I., Kumar, P., Basavarajappa, S., and Suresha, S. J., "Impact properties of modified 9Cr 1Mo steel welds: comparison between cold wire and hot wire gas tungsten arc welding processes", *International Journal Of Pressure Vessels And Piping*, 198: 1–24 (2022).
59. Voigt, A. L., Cunha, T. V. da, and Niño, C. E., "Conception, implementation and evaluation of induction wire heating system applied to hot wire GTAW (IHW-GTAW)", *Journal Of Materials Processing Technology*, 281 (7): 2–10 (2020).
60. Zhilin, P., Gavrilov, G., Gerasimov, E., and Melnichenko, O., "Advanced welding and cladding methods using auxiliary cold and hot wires", *Procedia Structural Integrity*, 30: 209–215 (2020).
61. Vishwakarma, K. R., Richards, N. L., and Chaturvedi, M. C., "Microstructural analysis of fusion and heat affected zones in electron beam welded ALLVAC® 718PLUS™ superalloy", *Materials Science And Engineering: A*, 480 (1–2): 517–528 (2008).

62. Abdulgader, S. A., "Laser welding of 200-series stainless steels: solidification behavior and microstructure characteristics", PhD Thesis, *The Pennsylvania State University The Graduate School*, Pennsylvania, 1-134 (1988).
63. Pasang, T., Tao, Y., Kamiya, O., Miyano, Y., and Kudo, G., "Research on various welding methods on aerospace titanium alloys : collaboration between akita university and auckland university of technology", *International Journal Of The Society Of Materials Engineering For Resources*, 20 (1): 35–39 (2014).
64. Kerenciler, H., "Magnezyum alaşımlarında yaşlanma sertleşmesinin mekanik özelliklere etkisi", Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 25-40 (2014).
65. Uzun, H., "Çökeltme Sertleştirilmesi Ders Notları", *Sakarya Üniversitesi Teknoloji Fakültesi*, Sakarya, (2019).
66. İnternet: Blendell, J., "The Wright Flyer Crankcase: Precipitation Hardening in the First Aerospace Aluminum Alloys", <https://www.nanohub.org/resources/18894>. (2023).
67. Pike, L. M. and Srivastava, S. K., "Long term thermal stability of several gas turbine alloys", *ASME Turbo Expo 2005: Power For Land, Sea, And Air*, 2: 913–921 (2005).
68. Herchenroeder, R. B., "Haynes alloy No. 188 aging characteristics", *International Symposium On Structural Stability In Superalloys*, Pennsylvania, 460–500 (1968).
69. İnternet: High Temp Metals, "Haynes 188 Tech Data", <https://www.hightempmetals.com/techdata/hitempHaynes188data.php> (2023).
70. McCoy, H. E. and Bourgette, D. T., "Influence of aging on the impact properties of Hastelloy N, Haynes alloy No. 25, and Haynes alloy No. 188", *Oak Ridge National Laboratory*, (1973).
71. Taştëmür, D., "AISI H10 sıcak iş takım çeliğinin dinamik deformasyon yaşlanma özelliklerinin araştırılması", Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 19-37 (2018).
72. Mohamed, G. Alnaji., "Dynamic straining ageing behaviour of 316L austenitic stainless steel", Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 79-142 (2018).
73. Türkmen, M., "Çift fazlı çeliklerde martenzit morfolojisi ve hacim oranının statik deformasyon yaşlanma davranışı üzerine etkisi", Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 9-58 (2009).

74. Cottrell, A. H. and Bilby, B. A., "Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron", *Proceedings Of The Physical Society. Section A*, 62 (1): 49–62 (1949).
75. Glen, J., "Effect of alloying elements on the high temperature tensile strength of normalised low carbon steel", *Journal Of The Iron And Steel Institute*, 186: 21–32 (1957).
76. İnternet: Wikipedia, "Cottrell Atmosphere", [https://en.wikipedia.org/wiki/Cottrell\\_atmosphere](https://en.wikipedia.org/wiki/Cottrell_atmosphere) (2023).
77. Loporcaro, G., Pampanin, S., and Kral, M. V., "Long-term strain-ageing effects on low-carbon steel reinforcement", *Construction And Building Materials*, 228: 1–9 (2019).
78. Baird, J. D., "Strain ageing of steel - a critical review", *Iron And Steel*, 36 (5): 186–192 (1963).
79. Baird, J. D., "The effects of strain-ageing due to interstitial solutes on the mechanical properties of metals", *Metallurgical Reviews*, 16 (1): 1–18 (1971).
80. William C. Leslie, "The Physical Metallurgy of Steels", *Hempisphere Publishing Corporation*, Michigan, 1–396 (1981).
81. Okumuş, Ş., "Düşük karbonlu mikroalaşımli çeliklerde soğuma ve deformasyon yaşlanmasının mekanik özelliklere etkisi", Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 23-32 (2013).
82. Fu, Z., "A study of static strain aging of selected ferritic steels", Master Thesis, *Tampere University of Technology*, Tampere, 26-32 (2017).
83. M. de Oliveira, M., A. Couto, A., F. C. Almeida, G., A. P. Reis, D., B. de Lima, N., and Baldan, R., "Mechanical behavior of Inconel 625 at elevated temperatures", *Metals*, 9 (3): 1–13 (2019).
84. Fournier, L., Delafosse, D., and Magnin, T., "Oxidation induced intergranular cracking and Portevin–Le Chatelier effect in nickel base superalloy 718", *Materials Science And Engineering: A*, 316 (1–2): 166–173 (2001).
85. Shankar, V., Valsan, M., Rao, K. B. S., and Mannan, S. L., "Effects of temperature and strain rate on tensile properties and activation energy for dynamic strain aging in alloy 625", *Metallurgical And Materials Transactions A*, 35A: 3129–3139 (2004).
86. Robinson, J. M. and Shaw, M. P., "Microstructural and mechanical influences on dynamic strain aging phenomena", *International Materials Reviews*, 39 (3): 113–122 (1994).

87. Muhamed, G. A., Gündüz, S., Erden, M. A., and Taştumur, D., "Dynamic strain aging behaviour in AISI 316L austenitic stainless steel under as-received and as-welded conditions", *Metals*, 7 (9): 1–15 (2017).
88. Coşkun, A., "Yaşlandırılan AA 2024 alüminyum alaşımının soğuk, ılık ve sıcak deformasyon kabiliyetinin incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü*, Karabük, 11-20 (2020).
89. Rodriguez, P., "Serrated plastic flow", *Bulletin Of Materials Science*, 6 (4): 653–663 (1984).
90. Rodriguez, P. and Venkadesan, S., "Serrated plastic flow revisited", *Solid State Phenomena*, 42–43: 257–266 (1995).
91. Grant, B. M. B., Francis, E. M., da Fonseca, J. Q., Preuss, M., and Daymond, M. R., "The effect of  $\gamma'$  size and alloy chemistry on dynamic strain ageing in advanced polycrystalline nickel base superalloys", *Materials Science And Engineering A*, 573: 54–61 (2013).
92. Hale, C. L., Rollings, W. S., and Weaver, M. L., "Activation energy calculations for discontinuous yielding in Inconel 718SPF", *Materials Science And Engineering: A*, 300 (1–2): 153–164 (2001).
93. Maj, P., Zdunek, J., Gizynski, M., Mizera, J., and Kurzydowski, K. J., "Statistical analysis of the Portevin–Le Chatelier effect in Inconel 718 at high temperature", *Materials Science And Engineering: A*, 619: 158–164 (2014).
94. Lee, K.-O. and Lee, S.-B., "Modeling of materials behavior at various temperatures of hot isostatically pressed superalloys", *Materials Science And Engineering: A*, 541: 81–87 (2012).
95. Gopinath, K., Gogia, A. K., Kamat, S. V., and Ramamurty, U., "Dynamic strain ageing in Ni-base superalloy 720Li", *Acta Materialia*, 57 (4): 1243–1253 (2009).
96. Rao, K. B. S., Castelli, M. G., and Ellis, J. R., "On the low cycle fatigue deformation of haynes 188 superalloy in the dynamic strain aging regime", *Scripta Metallurgica Et Materialia*, 33 (6): 1005–1012 (1995).
97. İnternet: AZO Materials, "Grade 316 Stainless Steel: Properties, Fabrication and Applications", <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=2868> (2005).
98. Singh, S. K., Mahesh, K., and Gupta, A. K., "Prediction of mechanical properties of extra deep drawn steel in blue brittle region using Artificial Neural Network", *Materials & Design*, 31: 2288–2295 (2010).
99. Desu, R. K., Nitin Krishnamurthy, H., Balu, A., Gupta, A. K., and Singh, S. K., "Mechanical properties of austenitic stainless steel 304L and 316L at elevated

- temperatures", *Journal Of Materials Research And Technology*, 5 (1): 13–20 (2016).
100. Oliver, W. C. and Pharr, G. M., "Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: advances in understanding and refinements to methodology", *Journal Of Materials Research*, 19 (1): 3–20 (2004).
  101. Dieter, G. E., "The tension test", *Mechanical Metallurgy*, **McGraw Hill**, New York, 237–272 (1961).
  102. Gil Sevillano, J., van Houtte, P., and Aernoudt, E., "Large strain work hardening and textures", *Progress In Materials Science*, 25 (2–4): 69–134 (1980).
  103. Afrin, N., Chen, D. L., Cao, X., and Jahazi, M., "Strain hardening behavior of a friction stir welded magnesium alloy", *Scripta Materialia*, 57 (11): 1004–1007 (2007).
  104. Lang, Q., Zhang, X., Song, G., and Liu, L., "Effects of different laser power and welding speed on the microstructure and mechanical properties of TRIP joints in laser-TIG arc hybrid lap filler wire welding", *Materials Today Communications*, 29: 1–8 (2021).
  105. Ethiraj, N. and Kumar, V. S. S., "Experimental Investigation on Warm Deep Drawing of Stainless Steel AISI 304", *Applied Mechanics And Materials*, 26–28: 436–442 (2010).
  106. Shang, H., Ma, Q., Gao, Q., Zhang, H., Li, H., Zhang, H., and Sun, L., "Yield strength anomaly evaluation of W-free Co-Ni-Al-based superalloys during high temperature tensile tests", *Materials Characterization*, 192: 1–9 (2022).
  107. Efe, M., "Çift Fazlı Çeliklerin Yüksek Sıcaklık ve Endüstriyel Deformasyon Hızlarında Şekillendirilebilirliği", **TÜBİTAK**, Ankara, 29-60 (2019).
  108. Hörnqvist, M., Joseph, C., Persson, C., Weidow, J., and Lai, H., "Dynamic strain aging in Haynes 282 superalloy", *MATEC Web Of Conferences*, 14: 1–6 (2014).
  109. Lerch, B. A., Jayaraman, N., and Antolovich, S. D., "A study of fatigue damage mechanisms in Waspaloy from 25 to 800°C", *Materials Science And Engineering*, 66 (2): 151–166 (1984).
  110. Cottrell, A. H., "LXXXVI. A note on the Portevin-Le Chatelier effect", *The London, Edinburgh, And Dublin Philosophical Magazine And Journal Of Science*, 44 (355): 829–832 (1953).
  111. Sleswyk, A. W., "Slow strain-hardening of ingot iron", *Acta Metallurgica*, 6 (9): 598–603 (1958).

112. Cuddy, L. J. and Leslie, W. C., "Some aspects of serrated yielding in substitutional solid solutions of iron", *Acta Metallurgica*, 20 (10): 1157–1167 (1972).
113. Bayramin, B., "Dynamic Strain Aging of Dual Phase Steels in Forming Applications", Master Thesis, *Middle East Technical University*, Ankara, 22-28 (2017).
114. Peng, K., Qian, K., and Chen, W., "Effect of dynamic strain aging on high temperature properties of austenitic stainless steel", *Materials Science And Engineering: A*, 379 (1–2): 372–377 (2004).
115. Iino, Y. and Nakahara, M., "Effect of high temperature plastic strain with dynamic strain ageing on sensitization of type 304 stainless steel", *Journal Of Materials Science*, 26: 5904–5910 (1991).
116. Gui, W., Zhang, H., Yang, M., Jin, T., Sun, X., and Zheng, Q., "Influence of type and morphology of carbides on stress-rupture behavior of a cast cobalt-base superalloy", *Journal Of Alloys And Compounds*, 728: 145–151 (2017).
117. Zhen-wei, W., Wen-xia, Z., Jing-yi, Z., Chang-kui, L., Zhen, Z., Shi-yu, Q., and Chun-hu, T., "Microstructure evolution of K6509 cobalt-base superalloy for over-temperature", *Procedia Engineering*, 99: 1302–1310 (2015).
118. Li, G., Yu, T., Wu, P., and Chen, M., "Molecular dynamics simulation of phase transformation and wear behavior of Ni<sub>35</sub>Al<sub>30</sub>Co<sub>35</sub> high temperature shape memory alloy", *Wear*, 522: 1–13 (2023).
119. Internet: ASM Matweb, "AISI Type 316 Stainless Steel, Data Sheet", <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MQ316A> .
120. Lippold, J. C., "Welding Metallurgy Principles", *Welding Metallurgy and Weldability*, 1nd. Ed., *Wiley*, Hoboken, 9–83 (2015).
121. Lippold, J. C. and Kotecki, D. J., "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels", *Wiley*, Hoboken, 1–329 (2005).
122. Gui, W., Zhang, H., Yang, M., Jin, T., Sun, X., and Zheng, Q., "Influence of type and morphology of carbides on stress-rupture behavior of a cast cobalt-base superalloy", *Journal Of Alloys And Compounds*, 728: 145–151 (2017).
123. Sims, C. T., "A contemporary view of cobalt-base alloys", *Journal Of Metals*, 21 (12): 27–42 (1969).
124. Qin, Y., Greaney, P. A., Evans, T. M., and Kruzic, J. J., "A critical dislocation velocity for serration mechanism transition in a nickel-chromium solid solution alloy", *International Journal Of Plasticity*, 145: 1–40 (2021).



125. Zhang, R., Tian, C., Cui, C., Zhou, Y., and Sun, X., "Portevin-Le Châtelier effect in a wrought Ni-Co based superalloy", *Journal Of Alloys And Compounds*, 818: 1–8 (2020).
126. Kwon, H.-J., Oh, S.-K., Kim, H.-D., and Lee, Y.-K., "A novel method based on the Seebeck effect for analyzing the behavior of the PLC band and type A serration", *Scripta Materialia*, 207: 1–5 (2022).
127. Oh, S.-K., Kwon, H.-J., and Lee, Y.-K., "Inverse PLC behavior of type A serration in Fe-18Mn-0.55C steel", *Journal Of Materials Research And Technology*, 26: 984–989 (2023).
128. Wang, X., Han, G., Cui, C., Guan, S., Li, J., Hou, G., Zhou, Y., and Sun, X., "On the  $\gamma'$  precipitates of the normal and inverse Portevin-Le Châtelier effect in a wrought Ni-base superalloy", *Journal Of Materials Science & Technology*, 35 (1): 84–87 (2019).
129. Yamasaki, S., Miike, T., Mitsuhara, M., Nakashima, H., Akiyoshi, R., Nakamura, T., and Kimura, S., "Quantitative analysis of the Portevin-Le Chatelier effect by combining digital image correlation and dead-weight-type tensile test", *Materials Science And Engineering: A*, 816: 1–10 (2021).
130. Han, G. M., Tian, C. G., Chu, Z. K., Cui, C. Y., Hu, Z. Q., and Sun, X. F., "Activation Energy Calculations for the Portevin-Le Chatelier Effect in Nimonic 263 Superalloy", *Metallurgical And Materials Transactions A*, 46: 4629–4635 (2015).
131. Tsai, C. W., Lee, C., Lin, P. T., Xie, X., Chen, S., Carroll, R., Leblanc, M., Brinkman, B. A. W., Liaw, P. K., Dahmen, K. A., and Yeh, J. W., "Portevin-Le Chatelier mechanism in face-centered-cubic metallic alloys from low to high entropy", *International Journal Of Plasticity*, 122: 212–224 (2019).
132. Rowlands, B. S., Rae, C., and Galindo-Nava, E., "The Portevin-Le Chatelier effect in nickel-base superalloys: Origins, consequences and comparison to strain ageing in other alloy systems", *Progress In Materials Science*, 132: 1–102 (2023).
133. Zhang, Y., Liu, J. P., Chen, S. Y., Xie, X., Liaw, P. K., Dahmen, K. A., Qiao, J. W., and Wang, Y. L., "Serration and noise behaviors in materials", *Progress In Materials Science*, 90: 358–460 (2017).
134. Thevenet, D., Mliha-Touati, M., and Zeghloul, A., "The effect of precipitation on the Portevin-Le Chatelier effect in an Al-Zn-Mg-Cu alloy", *Materials Science And Engineering: A*, 266 (1–2): 175–182 (1999).
135. Nalawade, S. A., Sundararaman, M., Kishore, R., and Shah, J. G., "The influence of aging on the serrated yielding phenomena in a nickel-base superalloy", *Scripta Materialia*, 59 (9): 991–994 (2008).

136. Rajagopal, R., "Crystal defects", Structure, *De Gruyter*, Berlin, 129–185 (2021).
137. Wang, X., Ding, Y., Yu, H., Bi, Z., Gao, Y., and Gan, B., "High strength and ductility in a novel Ni-based superalloy with  $\gamma'$  and nanotwins / stacking faults architectures", *Materials Science And Engineering: A*, 847: 1–13 (2022).
138. Cai, Y. Q., Tan, Y. B., Wang, L. X., Shi, W., Ji, X. M., and Xiang, S., "Multiple strengthening mechanisms induced by nanotwins and stacking faults in CoNiCr-superalloy MP159", *Materials Science And Engineering: A*, 853: 1–10 (2022).
139. Xu, W.-W., Yin, G. H., Xiong, Z. Y., Yu, Q., Gang, T. Q., and Chen, L. J., "Plasticity-induced stacking fault behaviors of  $\gamma'$  precipitates in novel CoNi-based superalloys", *Journal Of Materials Science & Technology*, 90: 20–29 (2021).
140. Yang, W., Qu, P., Liu, C., Cao, K., Qin, J., Su, H., Zhang, J., Ren, C., and Liu, L., "Temperature dependence of compressive behavior and deformation microstructure of a Ni-based single crystal superalloy with low stacking fault energy", *Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China*, 33 (1): 157–167 (2023).
141. Li, J., Wang, Y., Yan, D., and Li, J., "Effects of nanotwins and stacking faults on the mechanical properties of CrCoNi medium-entropy alloys", *Journal Of Materials Research And Technology*, 27: 3447–3458 (2023).
142. Zhao, X., Wang, Y., Song, X., Wang, Y., and Chen, Z., "Segregation behavior of alloying elements and its effects on stacking fault of  $\gamma'$  phase in Ni-based superalloys: First-principles study", *Computational Materials Science*, 202: 1–8 (2022).
143. Karnati, A. K., Koundinya, N. T. B. N., Nayak Majila, A., Fernando D, C., and Kottada, R. S., "Unusual substructure evolution and post-dynamic recrystallization effects on flow softening mechanism in a  $\gamma'$ -free Co-base superalloy", *Materialia*, 24: 1–9 (2022).
144. Liu, C., Jiang, H., Dong, J., Yao, Z., and Niu, Y., "Cold deformation mechanism of cobalt-base superalloy GH5605", *Materials Letters*, 267: 1–4 (2020).
145. Tian, C., Han, G., Cui, C., and Sun, X., "Effects of stacking fault energy on the creep behaviors of Ni-base superalloy", *Materials & Design*, 64: 316–323 (2014).
146. Zhao, P., Zhu, H., Hou, K., Wang, M., Hao, X., Xing, W., Gao, M., Chen, X.-Q., and Ma, Y.-C., "Temperature dependence of deformation mechanisms of a new Ni-based superalloy and high-temperature property optimization", *Journal Of Materials Research And Technology*, 27: 1214–1222 (2023).

147. Zhang, X., Dong, R., Guo, Q., Hou, H., and Zhao, Y., "Predicting the stacking fault energy in FCC high-entropy alloys based on data-driven machine learning", *Journal Of Materials Research And Technology*, 26: 4813–4824 (2023).
148. Volz, N., Xue, F., Zenk, C. H., Bezold, A., Gabel, S., Subramanyam, A. P. A., Drautz, R., Hammerschmidt, T., Makineni, S. K., Gault, B., Göken, M., and Neumeier, S., "Understanding creep of a single-crystalline Co-Al-W-Ta superalloy by studying the deformation mechanism, segregation tendency and stacking fault energy", *Acta Materialia*, 214: 1–10 (2021).
149. Feng, L., Rao, Y., Ghazisaeidi, M., Mills, M. J., and Wang, Y., "Quantitative prediction of Suzuki segregation at stacking faults of the  $\gamma'$  phase in Ni-base superalloys", *Acta Materialia*, 200: 223–235 (2020).
150. Keyvani, M., Garcin, T., Militzer, M., and Fabregue, D., "Laser ultrasonic measurement of recrystallization and grain growth in an L605 cobalt superalloy", *Materials Characterization*, 167: 1–10 (2020).
151. Wang, Y.-Q., Yuan, C., Xiao, Y., Wen, X., Zhang, B., Gao, X.-YU., Chen, Y.-P., Qiao, S.-C., and Wang, F.-Z., "Probing temperature effects on the stacking fault energy of GH3536 superalloy using first-principles theory", *Intermetallics*, 157: 1–7 (2023).
152. Benson, M. L., Reetz, B., Liaw, P. K., Reimers, W., Choo, H., Brown, D. W., Saleh, T. A., and Klarstrom, D. L., "Phase-transformation and subgrain-deformation characteristics in a cobalt-based superalloy", *Materials Science And Engineering: A*, 528 (4–5): 1987–1993 (2011).
153. Xu, Y. J., Qi, D. Q., Du, K., Cui, C. Y., and Ye, H. Q., "Stacking fault effects on dynamic strain aging in a Ni-Co-based superalloy", *Scripta Materialia*, 87: 37–40 (2014).
154. Cui, C. Y., Tian, C. G., Zhou, Y. Z., Jin, T., and Sun, X. F., "Dynamic Strain Aging in Ni Base Alloys with Different Stacking Fault Energy", *Superalloys 2012*, 715–722 (2012).
155. Dehmlaei, R., Shamanian, M., and Kermanpur, A., "Effect of electromagnetic vibration on the unmixed zone formation in 25Cr–35Ni heat resistant steel/Alloy 800 dissimilar welds", *Materials Characterization*, 59 (12): 1814–1817 (2008).
156. Xu, H., Xu, M. J., Yu, C., Lu, H., Wei, X., Chen, J. M., and Xu, J. J., "Effect of the microstructure in unmixed zone on corrosion behavior of 439 tube/308L tube-sheet welding joint", *Journal Of Materials Processing Technology*, 240: 162–167 (2017).
157. Cui, Y., Xu, C., and Han, Q., "Effect of ultrasonic vibration on unmixed zone formation", *Scripta Materialia*, 55 (11): 975–978 (2006).

158. Kim, H.-S., Chen, J., Lee, H. B., Shin, J. H., Kong, B. S., Oh, S., Jang, H., and Jang, C., "Effect of heat treatment on grain boundary carbides and primary water stress corrosion cracking resistance of Alloy 182 weld", *Corrosion Science*, 191: 1–17 (2021).
159. Nevcanoğlu, A., Pazarlioğlu, S. S., and Salman, S., "Investigation of microstructure and hardness properties of Inconel 718 material combined with TIG welding after aging heat treatments", *The International Conference On Materials Science, Mechanical And Automotive Engineerings And Technology*, Nevşehir, 1–7 (2019).
160. Osoba, L. O., Ding, R. G., and Ojo, O. A., "Improved resistance to laser weld heat-affected zone microfissuring in a newly developed superalloy HAYNES 282", *Metallurgical And Materials Transactions A*, 43A: 4281–4295 (2012).
161. Rabieifar, A., Afshar, M. R., Najafi, H., and Nategh, S., "Investigation of microstructural changes of Pt-Al-7% YSZ coating during high-temperature hot corrosion and its effect on tensile properties of coated Rene-80 superalloy at 950 °C", *Surface And Coatings Technology*, 439: 1–20 (2022).
162. Kareem, S. A., Anaele, J. U., Aikulola, E. O., Olanrewaju, O. F., Omiyale, B. O., Bodunrin, M. O., and Alaneme, K. K., "Hot deformation behaviour, constitutive model description, and processing map analysis of superalloys: An overview of nascent developments", *Journal Of Materials Research And Technology*, 26: 8624–8669 (2023).
163. Peroni, L. and Scapin, M., "Plastic Behavior of Laser-Deposited Inconel 718 Superalloy at High Strain Rate and Temperature", *Applied Sciences*, 11 (16): 1–17 (2021).
164. Maj, P., Zdunek, J., Mizera, J., Kurzydowski, K. J., Sakowicz, B., and Kaminski, M., "Microstructure and strain-stress analysis of the dynamic strain aging in inconel 625 at high temperature", *Metals And Materials International*, 23 (1): 54–67 (2017).
165. Ren, Z. and Ernst, F., "High-temperature phase transformations in AISI 316 stainless steel infused with concentrated interstitial carbon", *Journal Of Alloys And Compounds*, 819: 1–12 (2020).
166. Ravindran, S., Mohanrajhu, N., Urade, A. D., Gori, Y., Kumar, R. R., and Sathish, T., "Study of microstructural, chemical and microhardness characterization of stainless steels", *Materials Today: Proceedings*, 1–14 (2023).
167. Kumar, A., Singh, B., and Sandhu, S. S., "Influence of thermal aging on metallurgical, mechanical and corrosion performance of electron beam welded 18mm thick AISI 316", *Fusion Engineering And Design*, 161: 1–16 (2020).

168. Wang, Q., Chen, S., Lv, X., Jiang, H., and Rong, L., "Role of  $\delta$ -ferrite in fatigue crack growth of AISI 316 austenitic stainless steel", *Journal Of Materials Science & Technology*, 114: 7–15 (2022).
169. Lai, J. K. L., "A review of precipitation behaviour in AISI type 316 stainless steel", *Materials Science And Engineering*, 61: 101–109 (1983).
170. Kumar, A., Singh, B., and Sandhu, S. S., "Effect of thermal aging on metallurgical, tensile and impact toughness performance of electron beam welded AISI 316 SS joints", *Fusion Engineering And Design*, 159: 1–9 (2020).
171. Ostovan, F., Shafiei, E., Toozandehjani, M., Mohamed, I. F., and Soltani, M., "On the role of molybdenum on the microstructural, mechanical and corrosion properties of the GTAW AISI 316 stainless steel welds", *Journal Of Materials Research And Technology*, 13: 2115–2125 (2021).
172. Lai, J. K. L., "A Study of Precipitation in AISI Type 316 Stainless Steel", *Materials Science And Engineering*, 58: 195–209 (1983).

## ÖZGEÇMİŞ

Samet NOHUTÇU 2011 yılında Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümüne başladı ve 2015 yılında başarı ile mezun oldu. 2016 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim dalında başladığı yüksek lisans programını sürdürürken bir dönem Malezya Uluslararası İslam Üniversitesi Makine Mühendisliği Anabilim dalında akademik çalışmalarına devam etti. Karabük Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim dalında Yüksek Lisans programını 2018 yılında tamamlamıştır. 2019 yılında başlamış olduğu Karabük Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü İmalat Mühendisliği Anabilim dalında doktora eğitimini sürdürmektedir. 2017 yılında Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümünde, Araştırma Görevlisi olarak göreve başladı ve halen aynı bölümde çalışmaya devam etmektedir.